

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN

Lehrstuhl für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik
am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*)

**Oberflächenstrukturierung von Aluminium
mittels gepulster Laserstrahlung
für das thermische Fügen
an endlosfaserverstärkte Thermoplaste**

André Heckert

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Karsten Stahl

Prüfer der Dissertation:

1. Prof. Dr.-Ing. Michael Zäh
2. Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Die Dissertation wurde am 27.06.2018 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 18.02.2019 angenommen.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis.....	I
Abkürzungs- und Formelverzeichnis	VII
1 Einleitung.....	1
1.1 Ausgangssituation und Motivation	1
1.2 Allgemeine Zielsetzung und Aufbau der Arbeit.....	4
2 Grundlagen	7
2.1 Allgemeines	7
2.2 Lasermaterialbearbeitung.....	7
2.2.1 Aufbau und Funktion des Lasers.....	7
2.2.2 Laserstrahleigenschaften	8
2.2.3 Laser-Betriebsarten und Prozessgrößen	10
2.2.4 Energieeinkopplung und Prozessregime	12
2.2.5 Thermisches Abtragen mit gepulster Laserstrahlung.....	15
2.2.6 Strahlführung und -formung mit Scanner-Optiken	16
2.3 Optimierung mittels genetischem Algorithmus	18
2.3.1 Optimierungsverfahren.....	18
2.3.2 Genetischer Algorithmus.....	18
2.4 Eigenschaften der Fügepartner.....	21
2.4.1 Aluminiumlegierungen.....	21
2.4.2 Kontinuierlich-faserverstärkte thermoplastische Kunststoffe..	24
2.5 Analyseverfahren für Oberflächen.....	31
2.5.1 Rasterelektronenmikroskopie	31
2.5.2 Röntgenphotoelektronenspektroskopie	32
2.5.3 Konfokale Laser-Raster-Mikroskopie	32
2.5.4 Gasadsorption	33
2.6 Zusammenfassung.....	33

3	Stand der Forschung	35
3.1	Allgemeines	35
3.2	Laserbasiertes thermisches Fügen	35
3.2.1	Einordnung des Fügeverfahrens.....	35
3.2.2	Verfahrensvarianten und eingesetzte Werkstoffe	37
3.2.3	Bestrahlungsstrategien	38
3.2.4	Fügedruck und Stoßarten	40
3.2.5	Energieeinbringung und Temperaturregime	41
3.3	Laseroberflächenvorbehandlung.....	44
3.3.1	Einordnung der Oberflächenvorbehandlung	44
3.3.2	Prozessvarianten für die Erstellung von Laserstrukturen	46
3.3.3	Abtragen und Erzeugung stochastischer Strukturen	47
3.3.4	Abtragen und Erzeugung deterministischer Strukturen	50
3.4	Bindemechanismen.....	52
3.4.1	Allgemeines.....	52
3.4.2	Mechanische Adhäsion	53
3.4.3	Spezifische Adhäsion	55
3.4.4	Alterungsbeständigkeit.....	57
3.5	Zusammenfassung	58
4	Forschungsansatz.....	61
4.1	Allgemeines	61
4.2	Handlungsbedarf.....	61
4.3	Zielsetzung.....	62
4.4	Wissenschaftliches Vorgehen	63
5	Versuchsumgebung.....	65
5.1	Allgemeines	65
5.2	Werkstoffe	65
5.3	Gepulste Laserstrukturierung.....	65

5.3.1	Prozessführung	65
5.3.2	Laserstrahlquelle.....	66
5.3.3	Strukturierungsparameter	66
5.3.4	Entfernung der Oxidschicht durch Ätzen.....	68
5.4	Quasisimultanes laserbasiertes thermisches Fügen	68
5.4.1	Versuchsstand.....	68
5.4.2	Laserstrahlquelle.....	69
5.4.3	Prozessphasen.....	70
5.4.4	Fügeparameter	71
5.5	Analyse- und Prüfmethoden.....	73
5.5.1	Analyse der Oberflächen	73
5.5.2	Zugscherprüfung.....	74
5.5.3	Klimawechseltest.....	75
5.5.4	Thermografie	76
5.6	Zusammenfassung.....	76
6	Laserstrukturierung und Charakterisierung der Oberfläche	77
6.1	Allgemeines	77
6.2	Mikrostruktur	78
6.2.1	Topographie und Strukturhöhe.....	78
6.2.2	Rauheit.....	80
6.2.3	Oberflächenvergrößerung.....	82
6.3	Oxidschicht	83
6.3.1	Beschaffenheit	83
6.3.2	Ätzprozess	85
6.3.3	Chemische Beschaffenheit	87
6.4	Zusammenfassung.....	90
7	Festigkeitssteigerung durch Temperatur- und Druckführung	93
7.1	Allgemeines	93

7.2	Temperaturführung	93
7.2.1	Fügetemperatur	93
7.2.2	Abkühlgeschwindigkeit.....	96
7.2.3	Startpunkt der Kühlung.....	98
7.3	Druckführung.....	100
7.4	Wechselwirkung von Fügedruck und Abkühlzeit	103
7.5	Zusammenfassung	105
8	Festigkeitssteigerung durch Laserstrukturierung.....	107
8.1	Allgemeines	107
8.2	Einfluss der Mikrostruktur.....	107
8.3	Einfluss der Oxidschicht.....	114
8.4	Einfluss der Alterung	115
8.5	Prozessdauer	118
8.6	Zusammenfassung	119
9	Numerische Auslegung der Lasertrajektorie	121
9.1	Allgemeines	121
9.2	Optimierungsalgorithmus	122
9.2.1	Aufbau und Struktur.....	122
9.2.2	Initialisierung	124
9.2.3	Berechnung der Generation.....	125
9.2.4	Thermische Modellbildung.....	128
9.2.5	Genetische Operatoren	130
9.3	Verifizierung und Validierung.....	133
9.3.1	Verifizierung des thermischen Modells	133
9.3.2	Validierung der Optimierungsergebnisse.....	134
9.4	Übertragung des Optimierungsmodells auf komplexe Körper.....	138
9.5	Zusammenfassung	140
10	Fügen eines Bolzens	143

10.1 Allgemeines	143
10.2 Technologische Bewertung	145
10.3 Wirtschaftliche Bewertung	147
10.4 Zusammenfassung	150
11 Schlussbetrachtung	151
11.1 Zusammenfassung	151
11.2 Ausblick	153
12 Literaturverzeichnis	157
13 Studienarbeiten	171
A Anhang	175
A.1 Thermisches Fügen	175
A.2 Thermografie	175
A.3 Topographie laserstrukturierter Oberflächen	176
A.4 Varianzanalyse der Laserstrukturierung	177
A.5 Numerische Auslegung der Lasertrajektorie	179
A.6 Bolzenfügen	182

Abkürzungs- und Formelverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
Al	Aluminium
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CFRTP	Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic (<i>deutsch: kontinuierlich faserverstärkter Kunststoff mit thermoplastischer Matrix</i>)
DSC	Differential Scanning Calorimetry (<i>deutsch: dynamische Differenzkalorimetrie</i>)
E-Modul	Elastizitätsmodul
CLSM	Confocal Laser Scanning Microscopy (<i>deutsch: Konfokale Laser-Raster-Mikroskopie</i>)
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
cw	Continuous Wave (<i>deutsch: Dauerstrich-Laserstrahlbetrieb</i>)
E-Modul	Elastizitätsmodul
FEM	Finite-Elemente-Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
GA	Genetischer Algorithmus
GF	Glasfaseranteil
IMA	In-Mould Assembly (<i>deutsch: Fügeverfahren für Kunststoff-Metall-Verbindungen durch Urformen</i>)
IR	infrarot

Abkürzung	Bedeutung
KMV	Kunststoff-Metall-Verbindung
LM	Lichtmikroskopie
LAMP joining	Laser-Assisted Metal and Plastic joining (<i>deutsch: laserbasiertes thermisches Kunststoff-Metall-Fügen</i>)
Mg	Magnesium
MgO	Magnesiumoxid
Mn	Mangan
Nd:YAG	Neodymionen in Yttrium-Aluminium-Granat-Kristall
OVB	Oberflächenvorbehandlung
PA	Polyamid
PA 6	Polyamid 6
PA 6 GF60	Polyamid 6 mit ca. 60% Glasfaserverstärkung
PAEK	Polyaryletherketon
PC	Polycarbonat
PET	Polyethylenterephthalat
PMA	Post Moulding Assembly (<i>deutsch: Fügeverfahren für Kunststoff-Metall-Verbindungen nach Umformprozess</i>)
PMMA	Polymethylmethacrylat
PP	Polypropylen
RAC	Remote Ablation Cutting (<i>deutsch: Remote-Laserstrahl-Abtragschneiden</i>)
REM	Rasterelektronenmikroskopie
Si	Silizium
SM	Single-Mode (<i>deutsch: Mono-Mode</i>)

Abkürzung	Bedeutung
SUS	Stochastic Universal Sampling
TF	Thermisches Fügen
UD	unidirektional
WWZ	Wechselwirkungszone
WBK	Wärmebildkamera
XPS	Röntgenphotoelektronenspektroskopie
Yb	Ytterbium
Ti	Titan
Zn	Zink

Formelverzeichnis

Variable	Einheit	Bedeutung
A_a	at%	atomarer Anteil
A_f	cm ²	bestrahlte Fläche
A_o	—	Oberflächenvergrößerung
B	cm ² /s	Bearbeitungsrate
b	mm	Probenbreite / Raumkoordinate
d	μm	Brennfleckdurchmesser
d_f	μm	Fokusbereich
d_L	mm	Durchmesser der Lasertrajektorie
E	GPa	E-Modul
E_B	J	Strahlenergie
E_b	eV	Bindungsenergie
E_P	mJ	Pulsenergie
E_S	J/m	Streckenenergie
F_G	—	Fitness der Generation
F_I	—	Fitness des Individuums
F_{max}	N	höchste Zugkraft
f_{rep}	kHz	Repetitionsrate
G_S	GPa	Schubmodul
$g(x, y)$	—	x - und y -Koordinaten der Lasertrajektorie
G	—	Generation
H	J/cm ²	Energiedichte
I_0	W/cm ²	maximale Strahlintensität

Variable	Einheit	Bedeutung
I	—	Individuum
I_L	W/cm ²	Strahlintensität
i_{max}	—	maximale Anzahl der Individuen
I_{XPS}	cps	Intensität bei XPS-Messung
k	J/(kg·K)	spezifische Wärmekapazität
l	mm	Probenlänge / Raumkoordinate
l_l	μm	Linienabstand
l_{sp}	μm	Spotabstand
$l_{ü}$	mm	Überlappungslänge
M^2	—	Beugungsmaßzahl
n_B	—	Anzahl der Belichtungen
N_E	—	Größe der elitären Population
N_G	—	Anzahl der Gene eines Individuums
N_M	—	Größe der mutierten Population
N_P	—	Größe der Anfangspopulation
N_R	—	Größe der rekombinierten Population
N_S	—	Größe der Zwischenmenge
p	bar	Druck
p_1	bar	Erwärmungsdruck
p_2	bar	Fügedruck
p_3	bar	Konsolidierungsdruck
P_{abs}	W	absorbierte Laserleistung
P_E	—	Stärke der elitären Individuen

Variable	Einheit	Bedeutung
P_L	W	Laserleistung
P_M	—	Stärke der mutierten Individuen
P_R	—	Stärke der rekombinierten Individuen
r	mm	Radius
R^2	—	Bestimmtheitsmaß
R_a, R_a	μm	arithmetischer Mittenrauwert (mittlere Rauheit)
r_M	—	Mutationsrate
R_m	MPa	Zugfestigkeit
s_d	mm	Fügeweg
SPP	mm·mrad	Strahlparameterprodukt
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
t	s	Zeit
t_a	s	Ätzdauer
T_F	$^{\circ}\text{C}$	Fügetemperatur
T_g	$^{\circ}\text{C}$	Glasübergangstemperatur
t_h	s	Aufheizdauer
ΔT	K	Temperaturdifferenz auf der Fügefläche
t_k	s	Abkühldauer
T_m	$^{\circ}\text{C}$	mittlere Fügeflächentemperatur
T_M	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur
T_{max}	$^{\circ}\text{C}$	maximale Fügeflächentemperatur
t_{max}	h	maximale Simulationsdauer
T_{min}	$^{\circ}\text{C}$	minimale Fügeflächentemperatur

Variable	Einheit	Bedeutung
t_P	ns	Pulsdauer
T_P	°C	Prozesstemperatur
T_U	°C	Umgebungstemperatur
T_V	°C	Verdampfungstemperatur
t_w	s	Wechselwirkungsdauer
T_{Ziel}	°C	Zieltemperatur der Fügefläche
ΔT_{Ziel}	K	Ziel-Temperaturdifferenz auf der Fügefläche
\ddot{U}_P	%	Pulsüberlappung
v_L	mm/s	Vorschubgeschwindigkeit des Laserstrahls
x	mm	Raumkoordinate
X_c	%	Kristallisationsgrad
y	mm	Raumkoordinate
z	mm	Achse im Laserstrahl / Raumkoordinate
z_f	mm	Strahltaillenabstand des fokussierten Laserstrahls von der Linse
z_R	mm	Rayleighlänge
Z_t	μm	Strukturhöhe
z_z	—	Zufallszahl

Griechische Symbole

α	%	Absorptionsgrad
ε	—	Emmissivität
Θ_f	°	Öffnungswinkel
λ	nm	Wellenlänge

Variable	Einheit	Bedeutung
λ_w	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
ρ	g/cm ³	Dichte
σ	—	Stefan-Boltzmann-Konstante
τ	%	Transmissionsgrad
τ_b	MPa	Zugscherfestigkeit
$\Delta\tau_b$	MPa	Änderung der Zugscherfestigkeit
τ_z	MPa	Zugfestigkeit
φ	%	Faservolumenanteil
ϕ	%	Luftfeuchtigkeit
ψ	%	Fasermassenanteil
Indizes		
j, k	—	Laufindex

1 Einleitung

1.1 Ausgangssituation und Motivation

Der Leichtbau stellt technologisch eine tragende Säule umweltfreundlicher und zukunftsfähiger Mobilitätsstrategien dar (GUDE ET AL. 2015, S. 1). Hierbei wird eine minimale Bauteilmasse unter höchster Werkstoffausnutzung angestrebt (KLEIN 2009, S. 1), was durch die Anwendung verschiedener Strategien, Bauweisen und Prinzipien des Leichtbaus erfolgen kann (FRIEDRICH 2013, S. 43). In diesem Zusammenhang zeigt sich der zunehmende Trend zur Multi-Werkstoff-Bauweise (EICKENBUSCH & KRAUSS 2014, S. 8). Unter diesem Ansatz wird verstanden, den richtigen Werkstoff für den geeigneten Anwendungsfall einzusetzen (KLEIN 2009, S. 38). Ein komplexes Produkt, wie das Automobil, das hohen und vielseitigen Anforderungen genügen muss, erfordert eine Auswahl an Werkstoffen mit entsprechenden Eigenschaften. Da das Eigenschaftsspektrum von Metallen und Kunststoffen breitgefächert ist, kann es dementsprechend nicht den einen Leichtbau-Werkstoff geben. Vielmehr nimmt die Breite des Spektrums an eingesetzten Werkstoffen in den Produkten zu (GUDE ET AL. 2015, S. 12).

Zu den Leichtbau-Werkstoffen zählen nach FRIEDRICH (2013, S. 200) unter anderem Stähle, Leichtmetalle, Kunststoffe und im Speziellen die Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV). Gegenüber den konventionellen metallischen Werkstoffen ermöglichen die FKV eine erheblich gesteigerte massebezogene strukturmechanische Leistungsfähigkeit (NEITZEL ET AL. 2014, S. 5). Aufgrund des hohen Preises der Ausgangswerkstoffe wurden die FKV bislang fast ausschließlich in der Raumfahrt, im Flugzeugbau und in der Wehrtechnik eingesetzt (NEITZEL ET AL. 2014, S. 5). Der zunehmende Wettbewerb auf den Weltmärkten, der damit verbundene Innovationsdruck sowie höhere Produkthanforderungen führen gegenwärtig zur Erweiterung der Anwendungsfelder von FKV hin zum Automobilbau, dem Bereich der Windenergie und weiteren Anwendungen im Maschinenbau (LÄSSIG ET AL. 2012).

Ein hervorzuhebendes Beispiel für den Serieneinsatz von FKV und für die Applikation der Multi-Werkstoff-Bauweise im Automobilbau ist das elektrifizierte Automobil BMW i3. Die Fahrgastzelle des BMW i3 ist vollständig aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) gefertigt, wohingegen das Fahrwerk aus Aluminium aufgebaut wird. (BMW 2016)

Die Zunahme der Werkstoffvielfalt in der Füge­technik stellt in diesem Zusammen­hang eine große Herausforderung dar, denn insbesondere die artverschiedenen Ma­terialien sind durch deutliche Unterschiede in Schmelztemperatur, Wärmeausdehnungs­koeffizient und Wärmeleitfähigkeit gekennzeichnet (FRIEDRICH 2013, S. 625). Dies erschwert das prozesssichere Verbinden und schränkt die Verwen­dung etablierter Füge­technologien ein. Zur Ausnutzung der individuellen Vorteile der eingesetzten Fügepartner im Multi-Werkstoff-Leichtbau bedarf es folglich in­novativer Entwicklungen in der Verbindungstechnik (EICKENBUSCH & KRAUSS 2014, S. 8). Die neuen Fügeverfahren müssen dabei den Vergleich mit den etablierten Verfahren, wie dem Kleben oder dem Schrauben, in Bezug auf In­vestitionskosten, Kosten für Hilfsfügeteile oder -werkstoffe, Taktzeit und Anla­genverfügbarkeit bestehen (FRIEDRICH 2013, S. 625).

Das Fügen von Kunststoffen mit Metallen stellt in diesem Zusammenhang eine Herausforderung dar, denn aufgrund der unterschiedlichen Schmelztemperaturen der Fügepartner ist kein Verbinden durch Schweißen möglich. Zu den am häufigsten eingesetzten Fügeverfahren für Kunststoff-Metall-Verbindungen (KMV) zählen folglich das Kleben und die mechanischen Verfahren (GUDE ET AL. 2015, S. 29) wie das Schrauben und das Nieten. Das Kleben ist im Gegensatz zum Schrauben und Nieten ein leichtbaugerechtes Fügeverfahren, was bedeutet, dass hier auf zusätzliche Masse durch Fügeelemente verzichtet werden kann (BRECHER 2011, S. 516). Die Prozesskette für einen Klebprozess, welche exemplarisch in *Abbildung 1-1* dargestellt ist, umfasst mehrere Bearbeitungsschritte. Hierbei sind die Klebstoffaushärtung, die Vorbehandlung der Fügeflächen sowie die Applikation des Klebstoffes aktuelle technologische und wirtschaftliche Herausforderungen (BRECHER 2011, S. 517).

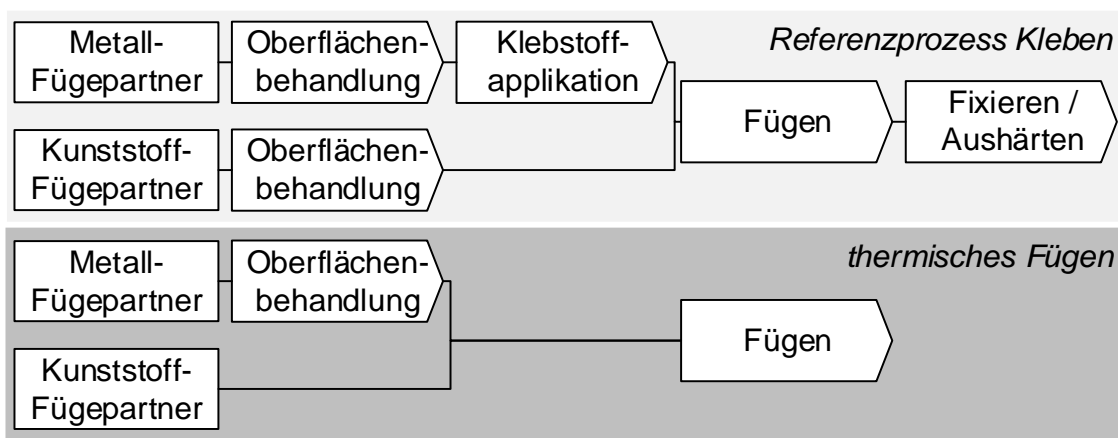


Abbildung 1-1: Vergleich der Prozessketten des Klebens und des thermischen Fügens nach BRECHER (2011, S. 517)

Mit dem thermischen Fügen steht seit wenigen Jahren (KAWAHITO ET AL. 2006) eine Prozessalternative für das Kleben von Kunststoffen mit Metallen zur Verfügung. Bei diesem Fügeprozess wird die Schmelzbarkeit des thermoplastischen Kunststoffes ausgenutzt. Dies erfolgt beispielsweise über eine Erwärmung des metallischen Fügepartners, welcher unter Druck die Wärme an den Kunststoff-Fügepartner weiterleitet. Im Fügevorgang beginnt der Kunststoff daraufhin zu schmelzen und gleichzeitig die Metalloberfläche zu benetzen. Nach einer Abkühlphase und der Wiederverfestigung des zuvor plastifizierten Werkstoffes entsteht ein Verbund zwischen den artungleichen Fügepartnern. Die Erwärmung kann durch unterschiedliche Wirkprinzipien erfolgen, wozu beispielsweise die Induktion (VELTHUIS 2007), die Konduktion (FLOCK 2012) oder, wie in *Abbildung 1-2b* dargestellt, die Laserstrahlung zählen.

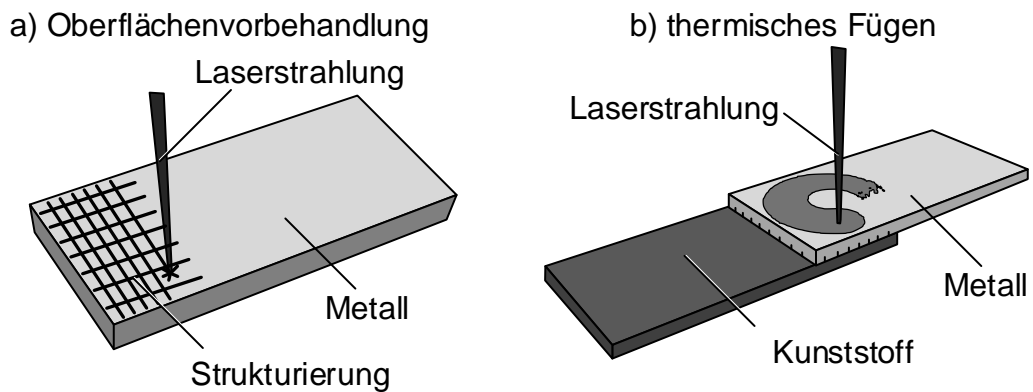


Abbildung 1-2: Prozessprinzip der laserbasierten Oberflächenvorbehandlung des metallischen Fügepartners (a) zur Befähigung eines anschließenden thermischen Fügeprozesses (b)

Das thermische Fügen zeichnet sich im Vergleich zum Kleben folglich durch den Entfall der Fügehilfsstoffe sowie der dazugehörigen Systemtechnik zur Klebstoffapplikation aus. Die Prozesszeit wird darüber hinaus vorwiegend durch den Aufheiz- und Abkühlvorgang des metallischen Fügepartners bestimmt. Ferner benötigt der Kunststoff keine Oberflächenvorbehandlung (OVB), da dieser während des Fügeprozesses schmilzt. Infolgedessen verkürzt sich die Prozesskette gegenüber dem Kleben (siehe *Abbildung 1-1*).

Ein wesentlicher Baustein zur Erzeugung leistungsfähiger KMV durch den thermischen Fügeprozess ist die OVB des metallischen Fügepartners (RÖSNER 2014). Die erzielbare Verbundfestigkeit wird demnach durch eine geeignete OVB im Vergleich zum unbehandelten Metall signifikant gesteigert (SICKERT 2015). Ein effi-

zientes Verfahren stellt in diesem Zusammenhang die Strukturierung mittels Laserstrahlung dar, welche sich in besonderem Maße gegenüber den mechanischen und elektrochemischen Methoden auszeichnet (siehe *Abbildung 1-2a*), denn die Laserstrukturierung ist auf alle gängigen Leichtbau-Metalle wie Aluminium (RECHNER 2012) und Stahl (RÖSNER 2014) anwendbar. Darüber hinaus kommen weder Chemikalien zum Einsatz noch tritt ein signifikanter Werkzeugverschleiß auf. Zusätzlich hebt sich die Laserstrukturierung durch die flexible Einstellbarkeit der Oberflächenmorphologie mit Strukturen in der Größenordnung von einigen Nanometern bis wenige Millimeter hervor. Dies bietet die Möglichkeit, die Beschaffenheit der Oberfläche in Abhängigkeit des Laserprozesses spezifisch an den Kunststoff-Fügepartner anzupassen.

In diesem Zusammenhang bewirkte in einem Vergleich von HECKERT & ZAEH (2014) mit anderen Prozessen die Strukturierung mittels gepulster Laserstrahlung höchste mechanische Festigkeit für das Fügen von endlosfaserverstärkten FKV mit Aluminium. Hierbei wird durch die OVB eine mikrorauhe Oberfläche mit einer besonders gearteten Oxidschicht auf dem metallischen Fügepartner gebildet. Dies führte im Beispiel zum höchsten Potential für eine Leichtbau-Anwendung. Zum Prozessverständnis bleiben jedoch noch verschiedene Fragen offen.

1.2 Allgemeine Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, das Prozessverständnis für die Strukturierung der metallischen Fügefläche mittels gepulster Laserstrahlung für die Anwendung beim laserbasierten thermischen Fügen zu steigern. Mit besonderer Ausrichtung auf den Leichtbau werden mit einer Aluminiumlegierung sowie einem endlosverstärkten thermoplastischen FKV geeignete Werkstoffe gewählt.

Um die Zielsetzung zu erfüllen, erfolgt zunächst die Darstellung der Grundlagen zur Lasermaterialbearbeitung sowie zu den eingesetzten Werkstoffen. Daraufhin wird das in der Fachliteratur vorhandene Wissen zum laserbasierten thermischen Fügen, zur Laser-OVB und zu den relevanten Mechanismen der Bindung zwischen Kunststoff und Metall beschrieben. Nach der Ableitung der Zielsetzung aus dem Handlungsbedarf sowie der Beschreibung der Versuchsumgebung schließt sich daraufhin der Hauptteil dieser wissenschaftlichen Arbeit an. Hierfür sind nach *Abbildung 1-3* drei wesentliche Themenfelder zu beleuchten, die zum Teil in enger Wechselwirkung miteinander stehen.



Abbildung 1-3: Themenfelder zur Erschließung des Prozessverständnisses

Das erste Themenfeld beschäftigt sich mit der Prozessführung für das thermische Fügen. Durch die eingesetzte Laserstrahlung ist der örtliche und zeitliche Energieeintrag präzise steuerbar, wodurch die unabhängige Untersuchung der relevanten Fügeparameter ermöglicht wird. Dies stellt jedoch gleichzeitig eine Herausforderung dar, da der Prozess geeignet geführt werden muss, um eine Fügeverbindung mit hoher Festigkeit zu fertigen. Dementsprechend folgen zum einen empirische Untersuchungen gemäß *Kapitel 7* darüber, wie die Fügeparameter Druck und Temperatur über den Prozessverlauf hinweg zu steuern sind. Um einen Beitrag zur über die Forschung hinaus reichenden Anwendung des Fügeverfahrens zu leisten, wird ein Modell aufgebaut, welches den örtlichen Energieeintrag auf dem Werkstück durch eine geeignete Lasertrajektorie zu bestimmen erlaubt (siehe *Kapitel 9*).

Ein weiterer Baustein sind die Untersuchungen zur Laserstrukturierung und Charakterisierung der Oberfläche nach *Kapitel 6*. Hierbei erfolgt die Erfassung der Oberflächenmorphologie, die sich in Abhängigkeit der Prozessparameter einstellt, mit geeigneten Analysemethoden. Dadurch wird abgeleitet, wie sich die Mikrostruktur und die Oxidschicht in Abhängigkeit der eingetragenen Laser-Energie auf dem metallischen Werkstück ausbilden.

Das generierte Wissen wird im dritten Baustein verarbeitet, um den Einfluss der laserstrukturierten Metalloberfläche auf den Werkstoffverbund darzustellen (siehe *Kapitel 8*). Durch die gezielte Abtragung der Oxidschichten auf dem Metall soll die Frage beantwortet werden, zu welchem Anteil die Mikrostruktur sowie das Oxid zur Ausbildung der Verbundfestigkeit beitragen. Darüber hinaus wird der Festigkeitsverlust durch Klimawechseltests in Abhängigkeit der Oberflächenmorphologie dargestellt. Der thermische Fügeprozess mit der applizierten laserbasierten OVB kann abschließend unter technologischen und wirtschaftlichen Aspekten mit einem in der Industrie umgesetzten Klebprozess verglichen werden (siehe *Kapitel 10*).

2 Grundlagen

2.1 Allgemeines

Innerhalb der vorliegenden Arbeit kam die Laserstrahlung für das Fügen der KMV sowie die OVB des metallischen Fügepartners zum Einsatz. Dazu werden im Folgenden die notwendigen Grundlagen erläutert. Darüber hinaus erfolgt eine Darstellung der relevanten Eigenschaften der Fügepartner. Die untersuchten Fügepartner sind eine Aluminiumlegierung sowie ein kontinuierlich-faserverstärkter Kunststoff. Um die mittels Laserstrahlung modifizierten Oberflächen zu beschreiben, fanden verschiedene Analyseverfahren Anwendung, deren relevante Grundlagen ebenfalls dargestellt sind. Im Hinblick auf die Auslegung der Lasertrajektorie des Fügeprozesses mittels eines Optimierungsalgorithmus werden abschließend die Grundlagen zu dieser Optimierungsmethode erläutert.

2.2 Lasermaterialbearbeitung

2.2.1 Aufbau und Funktion des Lasers

In der Laserstrahlquelle wird die Strahlung in einem laseraktiven Medium mittels Energiezufuhr durch vorwiegend optische Anregung erzeugt und gezielt durch stimulierte Emission verstärkt (siehe *Abbildung 2-1*). Um den Laserbetrieb zu ermöglichen, muss eine Besetzungsinversion geschaffen und aufrechterhalten werden. Die Besetzungsinversion kennzeichnet einen Zustand, in dem sich mehr Elektronen in einem höheren Energieniveau als in einem energetisch niederen Niveau befinden. Dadurch ist die gezielte Abgabe von Lichtquanten möglich. Zur Ausbildung einer intensiven und gerichteten Laserstrahlung wird das Licht wiederholt durch das laseraktive Medium geleitet. Hierfür wird ein Resonator genutzt, der im einfachsten Fall aus zwei Spiegeln besteht, wovon einer die Strahlung zu 100 % reflektiert und der andere teildurchlässig ausgeführt ist (HÜGEL ET AL. 2009, S. 48). Die Laserstrahlung unterscheidet sich gegenüber anderen Energieformen durch die starke Bündelung, die hohe Monochromasie, die hohe Intensität sowie die Möglichkeit zur Erzeugung kurzer Pulse (EICHLER & EICHLER 2010, S. 1). Zur Anwendung der Laserstrahlquelle in der Fertigung bedarf es nach HÜGEL ET AL.

(2009, S. 1) neben dem Resonator vieler weiterer Komponenten, die u. a. die Fokussierung, die Ablenkung sowie die Regelung der Leistung ermöglichen und so die Bearbeitungsaufgabe realisierbar machen.

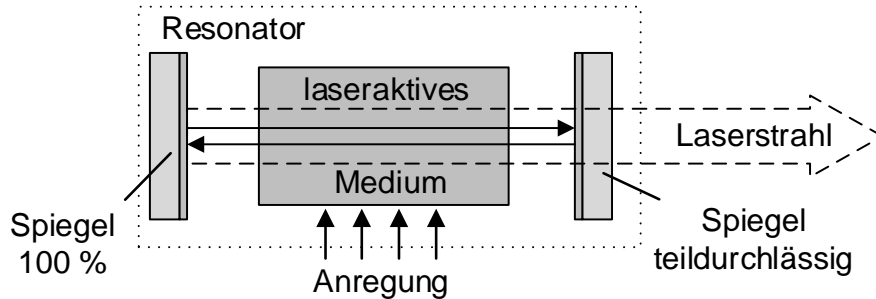


Abbildung 2-1: Schematischer Aufbau einer Laserstrahlquelle in Anlehnung an HÜGEL ET AL. (2009, S. 56)

Im folgenden Abschnitt sind die Grundlagen zur Anwendung der Laserstrahlung dargestellt, die für das Verständnis dieser Arbeit erforderlich sind.

2.2.2 Laserstrahleigenschaften

Um ein Werkstück bearbeiten zu können, muss der Laserstrahl auf die Oberfläche fokussiert werden. *Abbildung 3-5a* illustriert die Bündelung eines durch eine optische Linse fokussierten Laserstrahls. Demnach wird im Abstand z_f von der Linse der Fokusbereich erreicht. Der Laserstrahl konvergiert in Propagationsrichtung folglich vor und divergiert nach diesem geringsten Brennfleckdurchmesser.

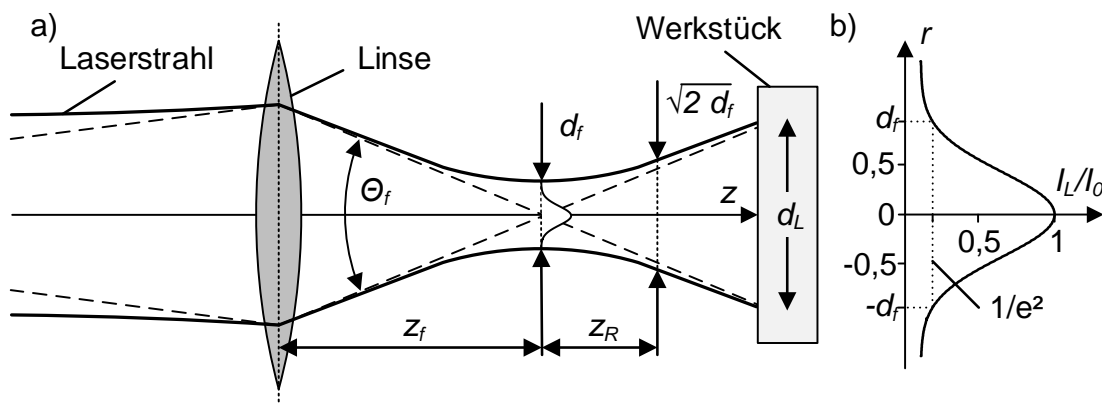


Abbildung 2-2: Ausbreitung eines Gauß-Strahls (a) nach HÜGEL ET AL. (2009, S. 34), Intensitätsprofil eines Gauß-Strahls transversal zur Ausbreitungsrichtung (b) nach EICHLER & EICHLER (2010, S. 235)

Die Rayleighlänge z_R gibt in diesem Zusammenhang an, in welchem Abstand sich die Brennfleckfläche bezogen auf den Fokusbereich verdoppelt. Dementsprechend kann nach *Gleichung (2-1)* der Öffnungswinkel Θ_f definiert werden. Es gilt:

$$\Theta_f \approx \frac{d_f}{z_R}. \quad (2-1)$$

Um den Brennfleckdurchmesser d in einem beliebigen Abstand z vom Fokuspunkt d_f zu bestimmen, kann die in *Gleichung (2-2)* angegebene Beziehung genutzt werden:

$$d(z) = d_f \sqrt{1 + \frac{z^2}{z_R^2}}. \quad (2-2)$$

Das Produkt aus der Divergenz und dem Fokusbereich wird als Strahlparameterprodukt (SPP) bezeichnet und hat sich zur Bewertung der Strahlqualität von Laserstrahlquellen etabliert (EICHLER & EICHLER 2010, S. 245). Ein niedriges SPP steht für eine hohe Strahlqualität, wobei mit

$$SPP = \frac{d_f \cdot \Theta_f}{4} = M^2 \cdot \frac{\lambda}{\pi} \quad (2-3)$$

zusätzlich die Beugungsmaßzahl M^2 und die Wellenlänge λ zur Beschreibung dieser Kenngröße herangezogen werden. Das SPP kann aufgrund der Beugungsbegrenzung einen Minimalwert nicht unterschreiten. Dieser hängt von der Wellenlänge λ ab und nimmt bei $\lambda = 1070$ nm den Wert von $SPP = 0,34$ mm·mrad ein. In diesem Fall beträgt die Beugungsmaßzahl $M^2 = 1$ und der Strahl wird als Gauß'scher oder Single-Mode-(SM)-Laserstrahl bezeichnet. Für einen Gauß'schen-Strahl stellt das Profil der Strahlintensität in der Fokusebene die Form einer Normalverteilung dar (siehe *Abbildung 3-5b*). Die maximale Strahlintensität I_0 befindet sich demnach auf der Propagationsachse z . Zur Bestimmung des Brennfleckdurchmessers kommt vorwiegend das 86 %-Kriterium zum Einsatz. Bei dieser Konvention wird der Brennfleckdurchmesser d_f am Punkt abgenommen, an dem die Intensität auf den $1/e^2$ -fachen Wert von I_0 abgefallen ist. Die gesamte Strahlintensität I_L in der Strahltaile lässt sich nach EICHLER & EICHLER (2010, S. 235) für einen Gauß'schen-Strahl in Abhängigkeit des Brennfleckdurchmessers d und der Laserleistung P_L wie folgt ausdrücken:

$$I_L = \frac{8 \cdot P_L}{\pi \cdot d^2}. \quad (2-4)$$

2.2.3 Laser-Betriebsarten und Prozessgrößen

Die Laser-Betriebsart kann in eine kontinuierliche oder diskontinuierliche Abgabe von Strahlung untergliedert werden. Dies hat wesentlichen Einfluss auf die Wechselwirkung der Laser-Energie mit dem bestrahlten Werkstück.

Dauerstrich-Laserbetrieb

Im Dauerstrich-Laserbetrieb (cw, engl. für Continuous Wave) wird der Laser-Resonator kontinuierlich angeregt, wodurch eine dauerhafte Emission der Strahlung erfolgt. In der Materialbearbeitung sind diese Systeme mit mehreren Kilowatt Leistung im Einsatz und werden zumeist für konventionelle Schweiß- und Schneidanwendungen genutzt. (HÜGEL ET AL. 2009, S. 57)

Zur Charakterisierung des Laserbearbeitungsprozesses wird neben der Intensität nach *Gleichung (2-4)* die Streckenenergie E_S verwendet. Diese ergibt sich aus dem Quotienten der Laserleistung P_L und der Vorschubgeschwindigkeit des Brennflecks v_L :

$$E_S = \frac{P_L}{v_L}. \quad (2-5)$$

Gepulster Laserbetrieb

Die Anregung und Emission von Laserstrahlung kann hingegen auch diskontinuierlich, im sogenannten Pulsbetrieb, erfolgen. Durch den Pulsbetrieb ist es möglich, eine wesentlich höhere Lichtleistung zu erzeugen, wodurch sich in Verbindung mit den kurzen Wechselwirkungszeiten neuartige, für die Wissenschaft und für die technische Anwendung relevante Effekte ergeben (EICHLER & EICHLER 2010, S. 319).

Die einfachste Möglichkeit zur Erzielung eines solchen Betriebs ist es, den Laser diskontinuierlich anzuregen. Die Systeme, die dieses Verfahren nutzen, werden als gepulste Laser bezeichnet und generieren Pulsdauern von einigen Mikrosekunden bis hin zu hundert Millisekunden. Zur Erzeugung kürzerer Pulse kommt eine Güteschaltung zum Einsatz. Hierbei wird zunächst während der Anregung der Laserbetrieb durch ein Schaltsystem unterdrückt, welches die wiederholte Leitung der Strahlung im Resonator verhindert. Dadurch baut sich im Lasermedium eine hohe Besetzungsinversion auf. Nach der Aufhebung der Unterdrückung entsteht ein kurzer und intensiver Impuls mit einer Dauer hauptsächlich im Nanosekundenbereich. Für die Schaltung dieser als Kurzpulslaser bezeichneten Systeme werden nach EICHLER & EICHLER (2010, S. 324) in der Regel elektrooptische Schalter wie

z. B. Pockelszellen genutzt. Die kürzesten Laserpulse werden mit Hilfe der Modenkopplung erzielt. Das Wirkprinzip ist hierbei, die im Resonator vorhandenen, verschiedenen longitudinalen Lasermoden durch konstruktive und destruktive Interferenz einander zu überlagern. Hierdurch sind Pulsdauern von wenigen Femtosekunden bis zu einigen hundert Pikosekunden erzielbar. Diese Systeme werden als Ultrakurzpulslaser bezeichnet. (EICHLER & EICHLER 2010, S. 324, HÜGEL ET AL. 2009, S. 57)

Durch den gepulsten Laserbetrieb bedarf es zusätzlicher Größen, um den Prozess zu beschreiben. Eine wichtige Kenngröße ist in diesem Zusammenhang die Pulsenergie E_P , welche die Energiemenge des einzelnen Pulses darstellt. Diese Kenngröße kann aus der mittleren Leistung und der Repetitionsrate f_{rep} , der Anzahl an Pulsen je Sekunde, im Arbeitspunkt des Systems bestimmt werden:

$$E_P = \frac{P_L}{f_{rep}}. \quad (2-6)$$

Den örtlichen Zusammenhang zwischen den auf dem Werkstoff auftreffenden Laserpulsen beschreibt der Spotabstand l_{sp} . Es gilt:

$$l_{sp} = \frac{v_L}{f_{rep}}. \quad (2-7)$$

Ist die Wegstrecke zwischen den Belichtungsstellen l_{sp} geringer als der Brennfleckdurchmesser des Laserstrahls, kommt es zur Überlappung der Einzelpulse. Dieser Zusammenhang wird über den Pulsüberlapp \ddot{U}_P und den Brennfleckdurchmesser d des Laserstrahls beschrieben:

$$\ddot{U}_P = \left(1 - \frac{l_{sp}}{d}\right) \cdot 100\%. \quad (2-8)$$

Durch eine Variation der Pulsenergie E_P und des Spotabstands l_{sp} werden durch den Laserprozess verschiedene Energiemengen auf dem Werkstück deponiert. Innerhalb dieser Arbeit erfolgt die Beschreibung dieser Energiemenge anhand der Energiedichte H in Anlehnung an DIN EN ISO 11145. Diese ist innerhalb der Norm als Strahlenergie E_B definiert, welche am Ort (x, y) auf eine Fläche A_f auftrifft, geteilt durch dieselbige Fläche A_f . Dementsprechend gilt die folgende Gleichung:

$$H = \frac{E_B}{A_f}. \quad (2-9)$$

Da es sich um gepulste Laserstrahlung handelt, wird die Strahlenergie E_B über das Produkt aus der Pulsenergie E_P und der Anzahl an Belichtungen n_B definiert. Die bestrahlte Fläche A_f kann über ein Einheitselement mit der Kantenlänge des Spotabstands l_{sp} festgelegt werden, insofern die Strukturierung unter äquidistanten Abständen erfolgt. Hierdurch ergibt sich der folgende Zusammenhang:

$$H = \frac{E_P}{l_{sp}^2} \cdot n_B . \quad (2-10)$$

Die Bearbeitungsrate B beschreibt in diesem Zusammenhang, wie viele Sekunden es dauert, um mit einem gepulsten Lasersystem und dem gewählten Prozessparameter einen Quadratzentimeter an Fläche zu strukturieren:

$$B = \frac{n_B}{l_{sp}^2 \cdot f_{rep}} . \quad (2-11)$$

2.2.4 Energieeinkopplung und Prozessregime

Trifft ein Laserstrahl mit der Leistung P_L auf ein Werkstück, so wird ein Teil der Strahlung reflektiert, ein weiterer Teil absorbiert und unter bestimmten Gegebenheiten auch transmittiert. Für den Laserprozess ist der absorbierte Leistungsanteil P_{abs} nach Gleichung (2-12) von Bedeutung, da dieser die Energiemenge bzw. die Leistung kennzeichnet, die in Form von Wärme ins Werkstück eingetragen wird. Die absorbierte Leistung P_{abs} wird mit dem Absorptionsgrad α beschrieben. Die Höhe dieses Wertes hängt beispielsweise von der Wellenlänge der Laserstrahlung, ihrer Polarisierung, dem Einfallswinkel, den Stoffwerten des Materials und seiner Temperatur sowie der Beschaffenheit der Oberfläche ab. (HÜGEL ET AL. 2009, S. 116)

Es gilt:

$$P_{abs} = P_L \cdot \alpha . \quad (2-12)$$

Neben der absorbierten Leistung bestimmen die Intensität sowie die Wechselwirkungsdauer maßgeblich das sich einstellende Prozessregime. Hierbei spielt die resultierende Temperatur in der Wechselwirkungszone eine entscheidende Rolle (WWZ). (HÜGEL ET AL. 2009, S. 2)

Einfluss der Intensität

Die bei Metallen auftretenden Phänomene in Abhängigkeit der Laserstrahlintensität I_L sind in *Abbildung 2-3* schematisch dargestellt. Die zugeordneten Intensitäten

dienen dabei nur als Richtwerte und sind im Speziellen vom Werkstoff, den Oberflächeneigenschaften und weiteren Faktoren abhängig.

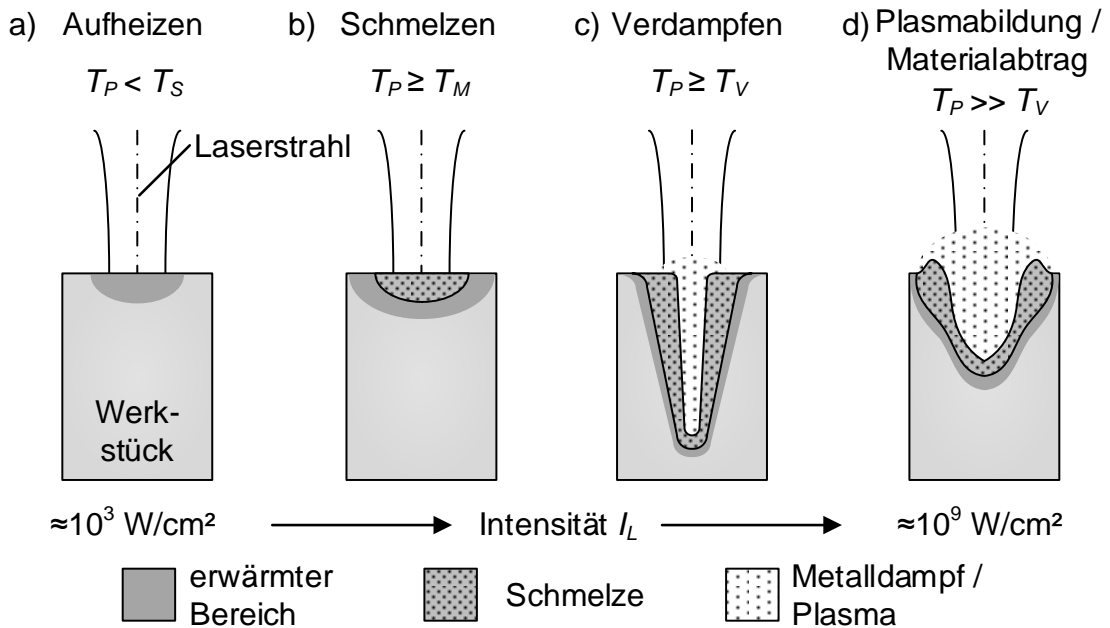


Abbildung 2-3: Prozessregime bei der Einkopplung von Laserstrahlung in ein Werkstück bei steigender Intensität mit a) Aufheizen, b) Schmelzen, c) Verdampfen sowie d) Plasmabildung und Materialabtrag nach HÜGEL ET AL. (2009, S. 2)

Bei niedrigen Leistungsdichten sowie bei hinreichend großem Werkstückvolumen stellt sich eine Prozesstemperatur T_P in der WWZ ein, die unter der Schmelztemperatur T_M des Werkstoffes liegt (siehe Abbildung 2-3a). Bei den zugehörigen Intensitäten I_L von 10^3 bis 10^4 W/cm^2 wird der Werkstoff folglich nur erwärmt. Dieses Prozessregime findet beispielsweise beim Härten Anwendung. Wird die Leistungsdichte I_L auf Werte um ca. 10^5 W/cm^2 erhöht, stellt sich eine Temperatur T_P größer oder gleich der Schmelztemperatur T_M des Werkstückes ein (b). Dies führt zur Ausbildung eines Schmelzbades, welches technische Anwendung im Wärmeleitungsschweißen findet. Durch eine Leistungsdichte I_L von einigen 10^5 bis 10^6 W/cm^2 wird die Verdampfungstemperatur T_V des Werkstoffes erreicht (c). Aufgrund des durch den Metalldampf induzierten Rückstoßdrucks bildet sich im Schmelzbad eine eindringende Kapillare aus, wobei die seitliche Ausdehnung der Schmelze entscheidend durch die Wechselwirkungsdauer des Laserstrahls bestimmt wird. Dieses Prozessregime kann bei Schneidprozessen oder dem Tiefschweißen Anwendung finden. Der Anteil der Verdampfungsrate wächst überproportional mit steigender Intensität (d). Bei einer Intensität I_L von 10^7 bis 10^8 W/cm^2 nimmt der Dampfdruck in der WWZ so hohe Werte an, dass ein Großteil der

Schmelze aus der Prozesszone ausgetrieben wird. Die hohe Leistungsdichte führt außerdem zur Ionisierung des Metaldampfes sowie des Umgebungsgases. Diese Plasmabildung beeinflusst die Energieeinkopplung signifikant. Als Prozessbeispiel ist das Laser-Bohren bzw. Laser-Abtragen aufzuführen. (HÜGEL ET AL. 2009, S. 2)

Einfluss der Wechselwirkungsdauer

Neben der Intensität bestimmt die Wechselwirkungsdauer t_w maßgeblich, welche Mechanismen in der WWZ wirken. Die Wechselwirkungsdauer kann nach LÜTKE (2011, S. 23) für cw-Strahlung mit dem Brennfleckdurchmesser d und der Vorschubgeschwindigkeit des Laserstrahls v_L bestimmt werden:

$$t_w = \frac{d}{v_L}. \quad (2-13)$$

Für gepulste Laserstrahlung ergibt sich die Wechselwirkungsdauer t_w aus der Pulsdauer t_p . Je nach Intensität und Wechselwirkungsdauer führt dies folglich zu Änderungen des Aggregatzustands und des Laserprozesses, was in *Abbildung 2-4* dargestellt ist. Die Härteprozesse finden bei geringer Intensität und geringer Wechselwirkungsdauer statt. Das Schweißen und Schneiden ist bei gleichbleibender Laserleistung folglich unter geringerem Brennfleckdurchmesser und/oder unter erhöhter Vorschubgeschwindigkeit möglich.

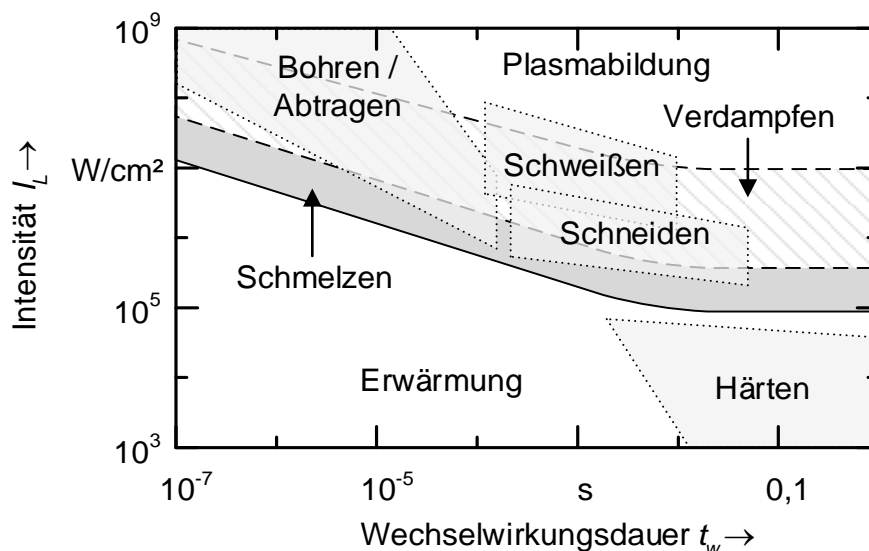


Abbildung 2-4: Laserprozesse und Aggregatzustandsänderungen in Abhängigkeit von Intensität und Wechselwirkungsdauer nach HÜGEL ET AL. (2009, S. 3)

Zur Realisierung von Abtragsprozessen mit cw-Laserstrahlung sind ein Brennfleckdurchmesser $d < 100 \mu\text{m}$ sowie eine Laserleistung im Kilowatt-Bereich und Vorschübe v_f im Bereich von einigen Metern je Sekunde notwendig (LÜTKE 2011, S. 21). Hierdurch wird nach *Gleichung (2-13)* eine Wechselwirkungsdauer im Bereich von Mikrosekunden und nach *Gleichung (2-4)* eine Intensität von 10^6 bis 10^8 W/cm^2 erzielt. Eine weitere Reduzierung der Wechselwirkungsdauer ist aufgrund systemtechnischer Grenzen meist nur durch den Einsatz gepulster Lasersysteme möglich. Durch die geringen Pulsdauern t_P von kurz- oder ultrakurzgepulsten Lasern im Bereich von einigen 100 ns oder weniger lässt sich ableiten, dass mit diesen Systemen ausschließlich Abtrags- bzw. Bohrprozesse zu realisieren sind.

2.2.5 Thermisches Abtragen mit gepulster Laserstrahlung

Das Abtragen mit gepulster Laserstrahlung ist ein flexibles Verfahren, mit welchem dreidimensionale Strukturen in der Größenordnungen von einigen Mikrometern bis in den Millimeterbereich erzeugt werden können (HÜGEL ET AL. 2009, S. 370). Während beim Bohren die Tiefe im Verhältnis zum Durchmesser der Struktur mehr als eins beträgt, liegen beim Abtragen beliebige Strukturen mit in der Regel größerer lateraler als vertikaler Abmessung vor. Bei den Verfahren wird unter thermischer Einwirkung der absorbierten Laserstrahlung der Werkstoff lokal erwärmt, aufgeschmolzen und teilweise auch verdampft. Die Schmelzetröpfchen sowie der Dampf verlassen daraufhin die WWZ (siehe *Abbildung 2-3d*). Zur Erzeugung von definierten Strukturen müssen diskrete Bearbeitungsbahnen durch eine Relativbewegung zwischen Laser-Brennfleck und Werkstück generiert werden. Die Dicke des Schmelzefilms hängt wesentlich von der Wechselwirkungsdauer ab, wobei ein geringer Wert zur Erhöhung des Dampfanteils und zur Erniedrigung des Schmelzeanteils beiträgt (HÜGEL ET AL. 2009, S. 329). Dies ist exemplarisch in *Abbildung 2-5* dargestellt. Hier wird deutlich, dass ein sehr präziser Werkstoffabtrag mittels Pulsen im Bereich von Femtosekunden erfolgt (*b*). Es zeigen sich keine Schmelzerückstände – das Material wurde folglich vorwiegend in dampfförmiger Phase abgetragen. Bei Pulsen im Nanosekundenbereich (*a*) stellt sich hingegen ein ausgeprägter Schmelzegrat dar. Das Material wird in diesem Fall in der flüssigen sowie in der Dampfphase ausgetrieben.

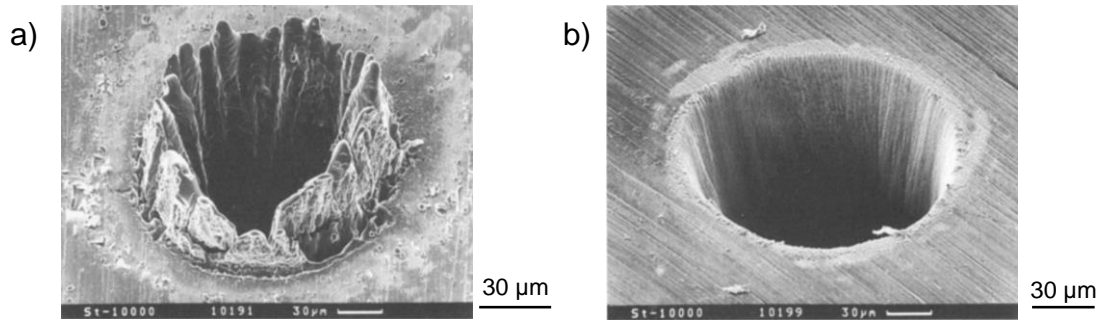


Abbildung 2-5: Aufnahmen eines Bohrloches in einer 100 µm dicken Edelstahlfolie mit Pulsdauern t_P von a) 3,3 ns und b) 200 fs (CHICHKOV ET AL. 1996)

2.2.6 Strahlführung und -formung mit Scanner-Optiken

Um die Relativbewegung zwischen Werkstück und Brennfleck sowie die Fokussierung des Laserstrahls zu erzielen, bedarf es der Strahlführung und -formung. Hierfür werden fokussierende Optiken und Systeme mit Strahlführung in freier Propagation eingesetzt. Die fokussierenden Optiken dienen einzig der Strahlpropagation (siehe *Abbildung 2-2*, S. 8) und ermöglichen somit die Erzeugung der geeigneten Leistungsdichte. Dies wird mittels Spiegel- und Linsensystemen umgesetzt. Es kann folglich keine Relativbewegung zwischen dem Werkstück und dem Laserstrahl allein durch diese Art von Optik realisiert werden. Hierfür sind zusätzliche Handhabungssysteme und/oder Scanner erforderlich. Bei der Strahlführung in freier Propagation werden im Strahlengang befindliche rotatorisch und translatorisch bewegte Spiegel genutzt, um die Ablenkung des Laserstrahls zu ermöglichen. Mittels einer gezielten Überlagerung der einzelnen Wegkomponenten sind demnach auf dem Werkstück beliebige räumliche Bahnen darstellbar. Durch zusätzliche fokussierende Komponenten ist demnach sowohl die Strahlformung als auch die -führung in einem System darstellbar. (HÜGEL ET AL. 2009, S. 81)

Die als Scanner-Optiken bekannten Systeme setzen elastisch gelagerte Spiegel ein, die durch die orthogonale Anordnung eine zwei-dimensionale Strahlablenkung in x - und y -Richtung ermöglichen (siehe *Abbildung 2-6*). Hierdurch sind hohe Vorschübe bis zu mehreren Metern je Sekunde erzeugbar. Diese Eigenschaft macht die Scanner-Optiken zu geeigneten Systemkomponenten für das Abtragen und Strukturieren in der Feinsystem- und Mikrosystemtechnik, für das Schneiden und Schweißen sowie für das Sintern bzw. Strahlschmelzen in der additiven Fertigung (HÜGEL ET AL. 2009, S. 81). Die durch das Scanner-System darstellbare Kontur-

treue ist von der Richtungsänderung sowie der Vorschubgeschwindigkeit abhängig (MUSIOL 2015, S. 42). Aufgrund dessen bedarf es der Kenntnis über die erreichbare Konturtreue, insbesondere wenn hohe Vorschubgeschwindigkeiten im Bereich mehrerer Meter je Sekunde im Prozess Anwendung finden.

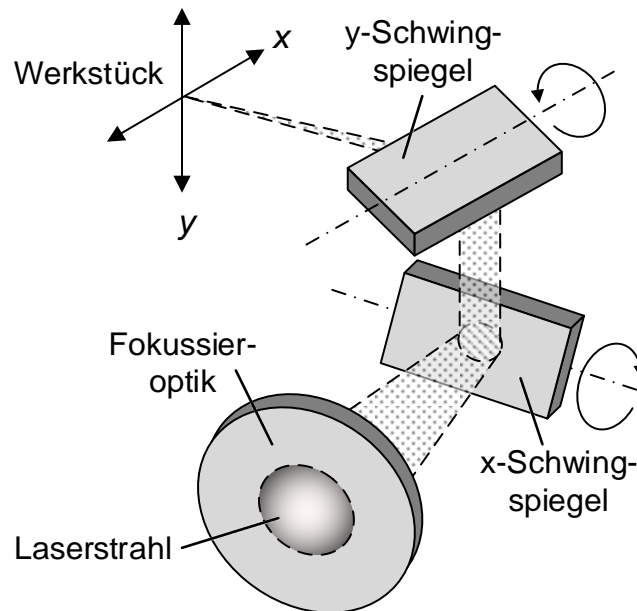


Abbildung 2-6: Prinzip einer Scanner-Optik zur zweidimensionalen Ablenkung eines fokussierten Laserstrahls nach HÜGEL ET AL. (2009, S. 95)

Die Laserstrahlung wird in der vorliegenden Arbeit mittels Scanner-Optiken auf dem Werkstück positioniert und zur Strukturierung sowie zum Fügen des metallischen Partners mit dem Kunststoff eingesetzt. Hierdurch ist der Energieeintrag örtlich und zeitlich präzise einstellbar. Demgegenüber steht bei der Fügeaufgabe der Wunsch nach gleichmäßigem und vollflächigem Energieeintrag, welcher über die Gestalt der Lasertrajektorie beeinflusst werden kann. In diesem Zusammenhang liegt durch die Finite-Elemente-Methode (FEM) ein Werkzeug vor, um für definierte Lasertrajektorien auf den Energieeintrag im Fügeverbund zu schließen. Die FEM allein liefert jedoch keine Informationen darüber, welche Form der Trajektorie gewählt werden muss, um das beste Ergebnis in Bezug auf die Problemstellung zu finden. Zur Lösung dieser Aufgabe wird ein Optimierungsverfahren vorgeschlagen, dessen Grundlagen im Folgenden beschrieben sind.

2.3 Optimierung mittels genetischem Algorithmus

2.3.1 Optimierungsverfahren

Bezüglich der Anwendung können die zur Verfügung stehenden Lösungsmethoden in lokale und globale Optimierungsverfahren untergliedert werden. Lokale Optimierungsverfahren zeigen ein deterministisches Verhalten. Ausgehend von gleichen Startwerten wird folglich immer das gleiche Optimum erzielt. Bei wenigen Systemparametern konvergieren diese Verfahren in der Regel schnell. Die Erzielung des globalen Optimums ist jedoch nur möglich, wenn die Startwerte in geeigneter Nähe zum optimalen Ergebnis gewählt werden oder sich das System streng monoton verhält. Bei den globalen Optimierungsverfahren wird zumindest teilweise ein stochastisches Vorgehen gewählt. Hierdurch ist sichergestellt, dass das gesamte Parameterfeld bei der Lösungssuche abgedeckt wird. (SCHWEIER 2015, S. 34)

Nach GERDES ET AL. (2004, S. 31) lassen sich drei Strategien der Optimierung auflisten, die auch in Kombination miteinander verwendet werden können. Diese Strategien sind die gezielte Suche zur effizienten Lösungsfindung, die Zufallssuche für ein Abtasten des Suchraums sowie der Informationsaustausch über vielversprechende Regionen, um die Suche in diesen Arealen zu verstärken. Innerhalb dieser Unterteilung stellen die evolutionären Algorithmen globale Optimierungsverfahren dar, welche sich aller drei genannten Optimierungsstrategien bedienen. Die Grundlagen dieser Algorithmen werden im Folgenden vorgestellt.

2.3.2 Genetischer Algorithmus

Unter den evolutionären bzw. den genetischen Algorithmen (GA) werden stochastische Suchverfahren verstanden, deren Such- und Auswahlprinzipien an die biologische Evolution angelehnt sind. Diese Art von Optimierungsverfahren kombiniert die gezielte mit der zufälligen Suche und liefert so eine große Anzahl potenzieller Lösungen. Aufgrund dessen wird der Suchraum möglichst breit abgetastet und es kann gewährleistet werden, dass alle potentiellen Lösungen in Betracht kommen. Zur Umsetzung des GA ist kein Vorwissen über das Systemverhalten notwendig, was sich besonders bei geringer oder gänzlich fehlender Systemkenntnis als Vorteil erweist. Den erzeugten Ergebnissen muss lediglich eine Qualitätsmaßzahl zugeordnet werden, um diese miteinander vergleichen zu können. Über

eine Zielfunktion erfolgt darauf die Berechnung der Lösungen, bis ein Ergebnis ausreichender Güte erreicht ist. (POHLHEIM 2000, S. 7, KRAMER 2009, S. 13)

In Anlehnung an die biologische Evolutionstheorie sind einzelne Lösungen als Individuen, die Parameter der einzelnen Individuen als Gene und die Gesamtheit der Lösungen als Population bezeichnet. Eine neue Generation an Lösungen wird durch die Verfahren der Selektion, der Rekombination und der Mutation geschaffen (POHLHEIM 2000). *Abbildung 2-7* zeigt den Ablauf des GA in seiner Grundform.

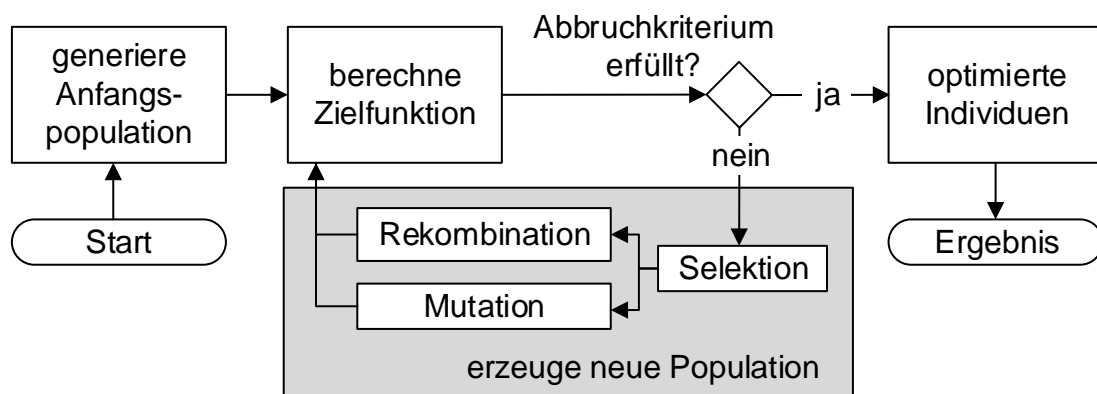


Abbildung 2-7: Struktur eines einfachen evolutionären Algorithmus nach POHLHEIM (2000, S. 9)

Der erste Schritt des GA beinhaltet die Erzeugung einer Anfangspopulation. Diese stellt eine im Suchraum definierte Menge an zufällig generierten Individuen dar und kann je nach Problemstellung durch Randbedingungen eingegrenzt werden (GERDES ET AL. 2004, S. 37). Im nächsten Schritt wird über eine Zielfunktion die Ergebnisqualität der einzelnen Individuen bewertet. Die Beurteilung der Güte eines jeden Individuums erfolgt hierbei über den sogenannten Fitnesswert F_I . Dieser kann nach POHLHEIM (2000, S. 15) entweder proportional zum Ergebnis der Zielfunktion oder reihenfolgebasiert zugeordnet werden. Bei der reihenfolgebasierten Zuweisung werden die Individuen der Güte nach sortiert. Der Fitnesswert F_I entspricht dem Rang des Individuums innerhalb dieser sortierten Liste. Anschließend wird geprüft, ob eines der definierten Abbruchkriterien erreicht ist. Das Abbruchkriterium kann beispielsweise die maximale Rechenzeit, die maximale Anzahl an Generationen oder das Erreichen eines Mindest-Fitnesswertes F_I sein. Insofern eine Generation ausreichend guter Individuen vorliegt, erfolgt die Aufbereitung und Ausgabe des Ergebnisses. Ist das definierte Abbruchkriterium noch nicht erzielt, beginnt die Erzeugung einer neuen Generation, um die Gesamtfitness F_G der Population zu erhöhen. Dabei kommen die evolutionären Methoden der Selektion,

der Mutation und der Rekombination zum Einsatz. Hierdurch werden neue Nachkommen generiert, von denen in der Regel einige einen höheren Fitnesswert F_I als die Elterngeneration haben (POHLHEIM 2000, S. 8).

Selektion

Für die Erzeugung einer neuen Generation muss zunächst eine Selektion an Individuen stattfinden, die an der Rekombination und Mutation teilnehmen. Dabei werden die Individuen anhand ihres Fitnesswertes F_I untereinander verglichen und methodisch für die folgenden Schritte ausgewählt. (POHLHEIM 2000, S. 24, GERDES ET AL. 2004, S. 30)

Im Rahmen dieser Arbeit werden das Stochastic Universal Sampling (SUS) sowie der Elitismus als Selektionsverfahren genutzt. Der Elitismus bewirkt die direkte Übernahme der besten Individuen in die nächste Generation. Hierdurch kann eine Mindestgüte der Generation erhalten werden. Das SUS ermöglicht die Selektion der Individuen entsprechend ihrer Fitness. Dies geschieht durch eine rangfolgebasierte Anordnung der Individuen auf einer Linie, wobei die Abstände der jeweiligen Fitnesswerte F_I entsprechen. So nimmt das Individuum mit der höchsten Güte den meisten Platz auf der Linie ein. Durch das Erzeugen einer Zufallszahl wird ein Zeiger gesetzt, der die Position des ersten selektierten Individuums festlegt. Von dort aus werden in gleichen Abständen die übrigen Individuen gewählt. Das SUS ist nach POHLHEIM (2000, S. 26) das Verfahren der Wahl für die rangfolgebasierte Selektion. (KRUSE ET AL. 2012, S. 181, POHLHEIM 2000, S. 25)

Rekombination

Innerhalb der Rekombination werden aus der selektierten Zwischengeneration neue Nachkommen erzeugt. Die Bildung der Nachkommen geschieht durch die Kombination einzelner Gene aus zwei oder aus mehreren Elternindividuen, wobei innerhalb der vorliegenden Arbeit die diskrete Rekombination nach POHLHEIM (2000, S. 35) Einsatz findet. Dies geschieht über die Kreuzung von zwei zufällig ausgewählten Individuen aus der Elterngeneration. Aus diesen können beliebig viele Nachkommen erzeugt werden, wobei eine zufällige Anzahl an rekombinierten Genen beider Eltern genutzt wird.

Mutation

Durch die alternativ zur Rekombination verlaufende Mutation werden kleine Veränderungen an einzelnen Individuen durchgeführt, welche der Erkundung des Suchraums sowie der Erhaltung der genetischen Vielfalt dienen (KRAMER 2009,

S. 21). Dies verhindert das Konvergieren in ein lokales Minimum. Zur Durchführung der Mutation muss festgelegt werden, mit welcher Wahrscheinlichkeit eine Variable mutiert und wie groß deren Änderung ist. Für die Wahrscheinlichkeit, die sogenannte Mutationsrate r_M , hat sich nach (POHLHEIM 2000, S. 47) ein Wert von

$$r_M = \frac{1}{N_G} \quad (2-14)$$

die Anzahl der Gene eines Individuums steht. Dementsprechend wird innerhalb jeder Mutation im Durchschnitt genau ein Gen mutiert. Die Mutation der Gene erfolgt vorzugsweise dermaßen, dass mit hoher Wahrscheinlichkeit kleine Änderungen und mit geringerer Wahrscheinlichkeit große Änderungen vorgenommen werden.

Die aus der Selektion, der Rekombination und der Mutation erzeugten Nachkommen bilden eine neue Generation. Diese Generation nähert sich nach jeder Evolutionsschleife dem globalen Optimum. Hierbei ist die Effizienz des GA von der Wahl der Methoden sowie der Definition der Optimierungsparameter abhängig. Dies ermöglicht die Berechnung eines geeigneten örtlichen Wärmeeintrags auf das metallische Werkstück. Neben der örtlichen Verteilung der Wärme entscheiden jedoch die mechanischen und die thermischen Eigenschaften der Fügepartner maßgeblich darüber, unter welchen Voraussetzungen die KMV erzeugt werden kann. Diese Eigenschaften sind im Folgenden beschrieben.

2.4 Eigenschaften der Fügepartner

2.4.1 Aluminiumlegierungen

Eigenschaften des Aluminiums

Aluminium und seine Legierungen gehören zu den wichtigsten Konstruktionswerkstoffen des Leichtbaus. Durch die Legierung von Reinaluminium mit beispielsweise Kupfer (Cu), Magnesium (Mg), Zink (Zn), Silizium (Si) und Mangan (Mn) können die Festigkeitswerte, die Härte und die Zähigkeit des Ausgangswerkstoffs gezielt modifiziert werden. Die Legierungsbestandteile für eine Aluminiumlegierung der 6000er-Gruppe sind in *Tabelle 2-1* dargestellt.

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung von EN AW-6082 nach DIN EN 573-3

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Gew.-%	0,7–1,3	0,5	0,1	0,4–1,0	0,6–1,2	0,2	0,2	0,1	Rest

Aluminium zeichnet sich durch eine geringe Dichte, eine mit Stahl vergleichbare Festigkeit sowie durch eine hohe Steifigkeit (E-Modul), hohe Zähigkeit und hohe Wärmeleitfähigkeit aus (KLEIN 2009, S. 43). Im Automobil- und im Luftfahrzeugbau weitreichend eingesetzte Legierungen enthalten Al, Mg und Si als wesentliche Legierungsbestandteile (OSTERMANN 2014, S. 124). Das Eigenschaftsspektrum dieser Werkstoffe umfasst neben einer hohen Festigkeit eine hohe Bruchzähigkeit, eine gute Schweißbeignung, eine hohe Korrosionsbeständigkeit sowie eine gute Umformbarkeit. Die Werkstoffdaten für eine Al-Mg-Si-Legierung sind in Tabelle 2-2 wiedergegeben.

Tabelle 2-2: Werkstoffeigenschaften von EN-AW6082 T6 nach OSTERMANN (2014, S. 756 ff.)

Eigenschaft	Formelzeichen	Wert	Einheit
Dichte	ρ	2,71	g/cm ³
Wärmeleitfähigkeit	λ_w	174	W/(m·K)
Spezifische Wärmekapazität	k	894	J/(kg·K)
Zugfestigkeit	R_m	340	MPa
Zug-E-Modul	E	70	GPa

Oxidschichtbildung auf der Aluminiumoberfläche

Aluminium bildet in einer Umgebung mit Sauerstoff bei Raumtemperatur eine natürliche Oxidschicht aus. Diese Schicht sorgt für die Passivierung der Oberflächen sowie die gute Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffes und übernimmt somit eine Schutzfunktion. Die natürliche Oxidschicht besteht aus einer wenige Nanometer starken, porenfreien Sperrschicht sowie einer wasserhaltigen und porösen Deckschicht (siehe *Abbildung 2-8*). Durch Feuchtigkeit oder erhöhte Temperaturen kann die Wachstumsrate der Deckschicht beeinflusst werden. Dies ist ebenfalls unter Anwendung einer Oberflächenvorbehandlung möglich. Hierdurch kann die Deckschicht bis auf mehrere Mikrometer Dicke anwachsen. (OSTERMANN 2014, S. 222)

In einem pH-Bereich von 4,5 bis 8,5 ist die Aluminiumoxidschicht weitgehend unlöslich, woraus die korrosionsschützende Wirkung der Schicht für den Werkstoff resultiert. Durch stark saure oder basische Medien kann jedoch eine Auflösung erfolgen. Der Aufbau und die Dicke der natürlichen Oxidschicht variieren folglich in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung sowie des Herstellungsprozesses des Aluminium-Halbzeuges. Aufgrund dessen werden für Klebeverbindungen in der Regel Oberflächenvorbehandlungen eingesetzt, welche die Erzeugung definierter Oxidschichten ermöglichen. (OSTERMANN 2014, S. 222)

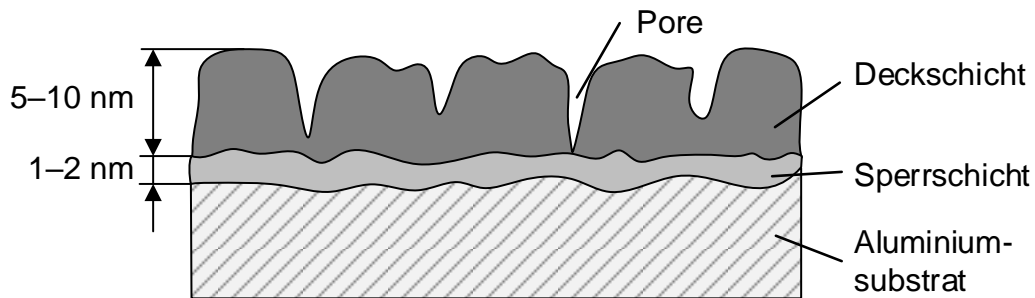


Abbildung 2-8: Schematischer Aufbau der Oxidschicht des Aluminiums im Schnitt nach OSTERMANN (2014, S. 213)

Bedeutung der Oxidschicht für die Klebeverbindung

Geklebte Aluminiumverbindungen zeichnen sich aufgrund der chemisch beständigen Oxidschicht durch eine geringe Anfälligkeit gegenüber Alterung aus. Dies gilt allerdings nur unter der Voraussetzung, dass durch eine Oberflächenbehandlung eine möglichst stabile und dichte Oxidschicht erzeugt wurde. Für hochfeste Aluminiumklebungen finden mehrstufige Oberflächenbehandlungen Anwendung. Hierzu zählen das Entfetten und das Reinigen, der Neuaufbau der Oxidschicht unter definierten Bedingungen durch beispielsweise einen Anodisierprozess sowie die anschließende Nachbehandlung durch Spülen und den Auftrag von Primern. Das neu gebildete Oxid weist dabei eine feinfaserige Struktur auf, welche durch zwei Effekte die Verbindung zum organischen Werkstoff positiv beeinflusst. Zum einen wird durch die Beschaffenheit der Oxidschicht ein gleichmäßiger Steifigkeitsübergang zwischen dem Klebstoff und dem Aluminiumsubstrat erzeugt. Zum anderen erhöht sich aufgrund der feinfaserigen Struktur des Oxids die Größe der Kontaktfläche zwischen dem Kunststoff und dem Metall signifikant. (HABENICHT 2009, S. 626)

2.4.2 Kontinuierlich-faserverstärkte thermoplastische Kunststoffe

Einordnung der Werkstoffklasse

Einen grundlegend veränderten Werkstoffaufbau im Vergleich zur Aluminiumlegierung besitzt der faserverstärkte Kunststoff, welcher aus Fasern zusammengesetzt ist, die in einer Polymermatrix eingebettet sind. Die Matrix fixiert in diesem Zusammenhang die Fasern, schützt diese vor Umwelteinflüssen und ermöglicht somit das zusammenhängende Verbundbauteil (EHRENSTEIN 2006, S. 50). Maßgeblichen Einfluss auf die Eigenschaften des Verbundes nehmen die Orientierung und die Art der Verstärkungsfasern (MENGES 2011, S. 257). Ab einer Länge der Verstärkungsfasern von etwa 25 mm wird der Werkstoff als FKV bezeichnet (SCHÜRMAN 2007, S. 13). Hierzu zählen auch die FKV, bei denen sich die Fasern über die gesamte Bauteilabmessung erstrecken und präzise ausgerichtet vorliegen. Diese spezielle Werkstoffklasse mit sogenannter Endlosfaserverstärkung zeichnet sich durch herausragende Leichtbaueigenschaften und ein hohes Energieabsorptionsvermögen aus, das deutlich über demjenigen von Kunststoffen liegt, welche mit Schnittfasermatten mit mittlerer Faserlänge oder ungerichteten Langfasern verstärkt sind (AVK 2014, S. 278).

Die Herstellung von FKV, insbesondere mit Endlosfaserverstärkung, stellt große Herausforderungen an die Fertigung. Die Fasern müssen vor dem Herstellungsprozess ausgerichtet werden und in diesem Zustand während der Verarbeitung bleiben. Außerdem bedarf es der vollständigen Imprägnierung der Matrix, was besonders bei komplexer Bauteilformgebung erschwert wird (SAECHTLING & BAUR 2007, S. 355). Dies wird bei FKV mit einem Thermoplasten als Matrix im Vergleich zu Duroplasten durch die wesentlich höhere Schmelzeviskosität erschwert (NEITZEL ET AL. 2014, S. 56).

In den vergangenen Jahren hat der Einsatz kontinuierlich faserverstärkter FKV mit thermoplastischer Matrix (CFRTP, engl. für Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic) stetig zugenommen (AVK 2014, S. 278). Dies resultiert u. a. daraus, dass die Verwendung von Thermoplasten im FKV im Vergleich zu Duroplasten eine deutlich schnellere Verarbeitung, hohe Delaminationswiderstände sowie die gesteigerte Chemikalienbeständigkeit als Vorteil hat. Aufgrund der Schmelzbarkeit der Matrix kann der Werkstoff außerdem umgeformt und recycelt werden (NEITZEL ET AL. 2014, S. 56).

Thermoplastische Matrixsysteme

Kunststoffe bestehen im Allgemeinen aus einem Polymer sowie aus Füll- oder aus Zusatzstoffen. Diese sind erforderlich, um den Werkstoff an die Verarbeitung und die Anwendung anzupassen. Die Polymere setzen sich wiederum aus Makromolekülen zusammen, die durch miteinander verknüpfte Wiederholungseinheiten, die sogenannte Monomere, gebildet werden. Das Makromolekül hat die Form einer Kette, wobei die einzelnen Glieder entweder ungeordnet, verschlungen oder auch regelmäßig angeordnet sein können. Die Eigenschaften der Polymere werden maßgeblich von der Anordnung der Ketten sowie deren Länge bestimmt. Einheiten zur Beschreibung der Kettenlänge sind der Polymerisationsgrad sowie die mittlere Molmasse, die mit steigender Länge zunehmen. (MENGES 2011, S. 31)

Innerhalb der thermoplastischen Polymere können zwei wesentliche Bauformen der Makromoleküle unterschieden werden. Hierbei handelt es sich um die nicht kristallinen sowie die teilkristallinen Bauformen (siehe *Abbildung 2-9*). Bei den amorphen Thermoplasten (*a*) liegen die Makromoleküle in verzweigter Anordnung vor. Die Polymerketten können folglich durch Wärme oder langzeitige Belastung Beweglichkeit erlangen. Daraus folgen ein Abgleiten der Ketten und ein plastisches Verhalten. Die teilkristallinen Thermoplaste (*b*) bilden während des Abkühlens kristalline Zonen aus. Innerhalb dieser Bereiche liegen die Kettensegmente engstmöglich aneinander. Hieraus resultieren für teilkristalline Thermoplaste eine höhere Wärmebeständigkeit sowie Festigkeit, wohingegen die amorphen Thermoplaste eine erhöhte Zähigkeit aufweisen. (MENGES 2011, S. 31 ff.)

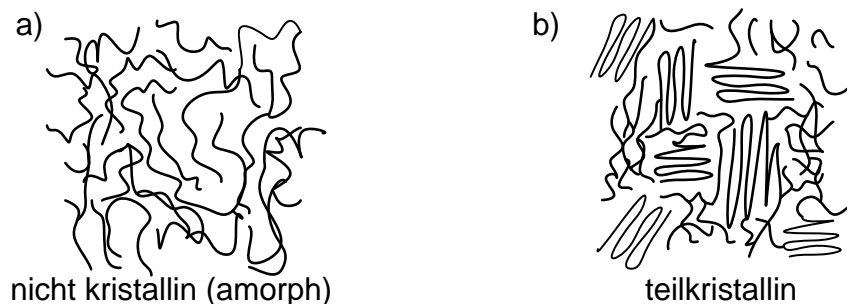


Abbildung 2-9: Molekulare Struktur von nicht kristallinen (a) und teilkristallinen (b) Thermoplasten nach EHRENSTEIN & PONGRATZ (2007, S. 30)

In CFRTP kommen von Standard-Thermoplasten wie Polypropylen (PP) bis hin zu Hochtemperatur-Thermoplasten wie den Polyaryletherketonen (PAEK) zahlreiche Werkstoffe zum Einsatz (NEITZEL ET AL. 2014, S. 171). Darunter befindet sich auch Polyamid 6 (PA 6), welches häufig als Konstruktionswerkstoff sowohl

mit als auch ohne Faserverstärkung Anwendung findet. Die Amid-Gruppe (-CO-NH-) ist charakteristisch für alle PA und führt zum starken polaren Verhalten der Werkstoffe. Zwischen den benachbarten Molekülen wirkt die Wasserstoffbrückenbindung, welche zur hohen Zähigkeit und Temperaturformbeständigkeit sowie zum Elastizitätsmodul des Werkstoffes beiträgt. PA haben eine hohe Wasseraufnahme. Diese beträgt beispielhaft für PA 6 bei 23 °C Lufttemperatur und 50 % relativer Feuchte ϕ bis zu 3,0 Prozent der Bauteilmasse. Der Kristallisationsgrad X_c des Werkstoffes kann je nach Abkühlgeschwindigkeit zwischen 10 % und 50 % variieren. Aus einem schnellen Abkühlvorgang resultieren eine feinkörnige Gefügestruktur sowie eine hohe Zähigkeit. Ein langsames Abkühlen bewirkt bevorzugt die Bildung von teilkristallinen Bereichen, woraus höhere Festigkeiten und Steifigkeiten sowie eine geringere Wasseraufnahme hervorgehen. (SAECHTLING & BAUR 2007, S. 526)

Fasermaterialien und resultierende Bauteileigenschaften

Die Werkstoffeigenschaften des FKV resultieren maßgeblich aus der Form und aus den mechanischen Eigenschaften der Verstärkungsfasern. Aufgrund geeigneter Kenndaten haben sich Glas-, Kohlenstoff- sowie Polymerfasern für den Einsatz in FKV etabliert. Die höchsten Steifigkeiten erzielt in diesem Vergleich die Kohlenstofffaser mit einem Zug-E-Modul E von 230 bis 380 GPa. Die Glasfaser ist mit 80 bis 90 GPa Zug-E-Modul E weniger steif. Die stöchiometrische chemische Zusammensetzung dieser Faser kann je nach Verwendungszweck für z. B. höhere Steifigkeit oder Festigkeit variieren. (BONNET 2009, S. 81)

Neben dem Faserwerkstoff bestimmt die Faser-Aufmachungsform wesentlich den Charakter des Verbundes. CFRTP bestehen in der Regel aus Geweben oder Gelegen auf der Basis von Glasfaser- oder von Kohlenstofffaser-Rovings (AVK 2014, S. 278). Als Roving wird ein Faserstrang bezeichnet, welcher aus mehreren tausend Einzelfasern besteht (MENGENS 2011, S. 260). Die Rovings werden wiederum zu den Geweben oder Gelegen verarbeitet und nachfolgend mit der Matrix imprägniert. Eine schematische Darstellung dieser Faser-Aufmachungsformen ist anhand von *Abbildung 2-10* aufgetragen. Die Gewebe (*a*) stellen in diesem Zusammenhang Flächengebilde dar, welche meist aus rechtwinklig sich kreuzenden Rovings nach dem Prinzip Kette und Schuss verwoben werden. Es ergeben sich folglich die Hauptverstärkungsrichtungen 0° und 90° in Relation zur Schussrichtung.

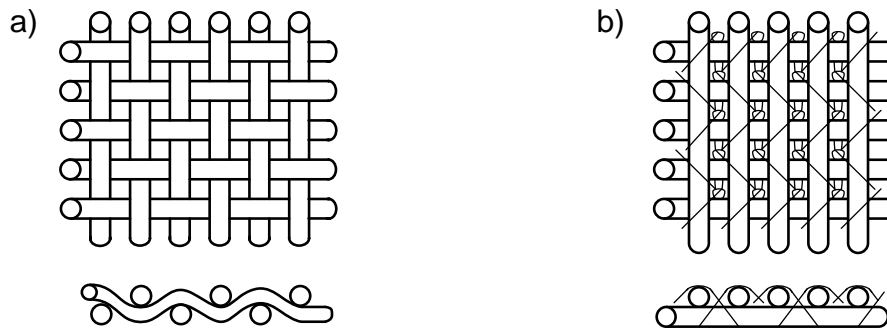


Abbildung 2-10: Gewebe (a) und biaxiales Gelege (b) für Faser-Kunststoff-Verbunde nach MENGES (2011, S. 260)

In einem Gelege (b) liegen die Fasern hingegen parallel zueinander vor. Diese unidirektionalen (UD) Faserschichten können in beliebiger Ausrichtung übereinander angeordnet und miteinander verwoben oder verwirrt werden. Hierdurch lassen sich verschiedene richtungsabhängige Eigenschaften in der Verstärkungsebene erzeugen. Demnach ist zwischen reinen UD-Laminaten, bei denen eine herausragende Verstärkung in Faserrichtung vorliegt, biaxialen sowie quasi-isotropen Laminaten zu unterscheiden. Die quasi-isotropen Eigenschaften werden beispielsweise durch die unterschiedliche Orientierung (0° , 90° , -45° , 90° , $+45^\circ$) von fünf einzelnen UD-Lagen bewirkt. (BONNET 2009, S. 88, MENGES 2011, S. 260)

Je nach Verstärkungsfaser und Anordnung resultieren verschiedene mechanische Eigenschaften im CFRTP. Einen beispielhaften Vergleich zeigt *Tabelle 2-3* auf.

Tabelle 2-3: Werkstoffeigenschaften von unverstärktem und endlos-faserverstärktem Polyamid 6 im Vergleich zu einem FKV mit Epoxid-Matrix (^aBASF SE 2014, ^bBASF SE 2013, ^cEHRENSTEIN 2006)

Kunststoff-Matrix	PA 6 ^a	PA 6 ^b	PA 6 ^b	Epoxid ^c
Faserart	-	Glas ^b	Glas ^b	Glas ^c
Dichte ρ in g/cm ³	1,13	1,80	1,80	1,87
Faser-Aufmachungsform	-	Gewebe (0° , 90°)	UD	UD
Faservolumenanteil φ in %	0	45	45	52
Fasermassenanteil ψ in %	0	63	63	-
Zugfestigkeit R_m in MPa	85	450	770	988
Zug-E-Modul E in GPa	3	22	33	48

Hier sind die Zugfestigkeit R_m sowie der Zug-E-Modul E für ein unverstärktes PA 6, ein Glasfaser-Gewebe und ein Glasfaser-UD-Gelege aufgetragen. Anhand der Werte ist der deutliche Gewinn an mechanischen Eigenschaften in Faserrichtung durch die Verstärkung erkennbar. Zum Vergleich ist ein mit Epoxidharz verstärktes UD-Gelege dargestellt. Die gesteigerte Festigkeit und Steifigkeit gegenüber den PA-6-Verbunden resultieren hierbei aus der erhöhten Festigkeit der duroplastischen Epoxid-Matrix sowie dem höheren Faservolumenanteil φ .

Eigenschaften während Verarbeitung und Gebrauch

Da es sich bei den FKV um Werkstoffe auf der Basis organischer Verbindungen handelt, führen physikalische und chemische Einflüsse zu wesentlichen Veränderungen der resultierenden mechanischen Werkstoffeigenschaften. Diese Einflüsse unterscheiden sich deutlich in Abhängigkeit von den zwei wichtigen Produktlebensabschnitten, der Verarbeitung und dem Gebrauch. Dementsprechend wird im Folgenden gesondert auf diese eingegangen. (EHRENSTEIN & PONGRATZ 2007, S. 25)

Das mechanische Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen während der Verarbeitung lässt sich über drei Bereiche hinweg beschreiben, die bei der Plastifizierung durchschritten werden und mit der Glasübergangs- sowie der Schmelztemperatur abgrenzbar sind. Aufgrund der inhomogenen Gefügestruktur des teilkristallinen Thermoplasts handelt es sich bei den Grenzen nicht um scharfe Trennlinien, sondern vielmehr um Intervalle. Diese sind in *Abbildung 2-11* qualitativ in Abhängigkeit des Schubmoduls G_S und der Temperatur T aufgetragen.

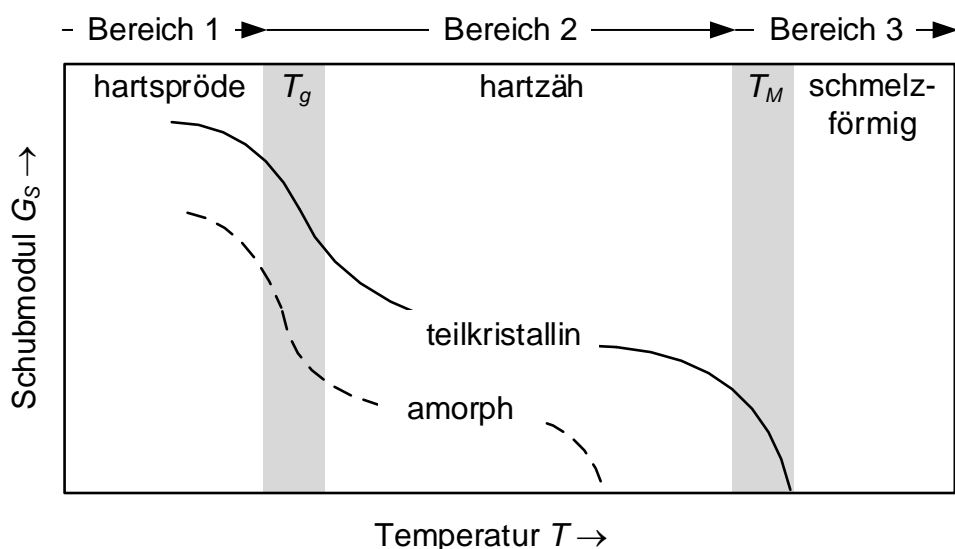


Abbildung 2-11: Qualitativer Verlauf des Schubmoduls G_S von Thermoplasten in Abhängigkeit der Temperatur T nach MENGES (2011, S. 208)

Unterhalb der Glasübergangstemperatur T_g liegt ein hartsprödes Werkstoffverhalten vor, bei welchem die amorphen Bereiche des teilkristallinen Thermoplasts einen glasähnlichen, spröden Zustand einnehmen (MENGES 2011, S. 208). Beim Überschreiten der Glasübergangstemperatur T_g geht der amorphe Anteil der Thermoplaste in einen gummiartigen bis zähflüssigen Zustand über. Dies wird in *Abbildung 2-11* durch den Abfall des Schubmoduls G_S deutlich.

Dahingegen bleiben die kristallinen Strukturen weiterhin erhalten, weswegen teilkristalline Thermoplaste einen geringeren Festigkeitsabfall oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g verzeichnen. Wie stark sich die Erhöhung der Temperatur auf die Steifigkeit auswirkt, hängt hierbei von dem Kristallisationsgrad X_c ab. Daraus lässt sich ableiten, dass der Einsatzbereich von amorphen Thermoplasten unterhalb der Glasübergangstemperatur T_g liegen sollte, wohingegen teilkristalline Thermoplaste auch oberhalb dieses Bereiches eingesetzt werden können (SAECHTLING & BAUR 2007, S. 42). Sobald die Schmelztemperatur T_M überschritten wird, findet sich der Kunststoff vollständig in der Schmelze vor. Die zunehmende Bewegung der Makromoleküle ermöglicht in diesem Zustand eine Auflösung der kristallinen Strukturen. Dies zeigt sich durch einen erneuten Abfall im Verlauf des Schubmoduls teilkristalliner Thermoplaste bei der Schmelztemperatur T_M .

Durch die hohen Temperaturen während der Verarbeitung verändern die thermoplastischen Kunststoffe in kurzer Zeit ihre Struktur und die Molmasse (MENGES 2011, S. 427). Keinesfalls darf hierbei die Zersetzungstemperatur überschritten werden. Geschieht das doch, dann baut sich das Polymer unter Bildung von Kohlenwasserstoffen in seine niedermolekularen Spaltprodukte ab. Auch innerhalb geeigneter Verarbeitungstemperaturbereiche, wie in *Tabelle 2-4* aufgetragen, findet eine Depolymerisation statt, welche zur Reduktion der Molmasse führt. Dieser Prozess wird durch freie Radikale wie diejenigen des Sauerstoffs aus der Luft beschleunigt. Die Abbaugeschwindigkeit steigt hierbei exponentiell mit der Temperatur. Dementsprechend ist die Verarbeitungstemperatur an die Dauer des Verarbeitungsprozesses anzupassen (MENGES 2011, S. 297). Neben dem Einfluss von Temperatur und von Sauerstoff bzw. dessen Radikalen erzeugt das Vorhandensein von Wasser einen zusätzlichen Effekt. Wasser bewirkt für hydrolysierbare Gruppen, wie sie in den Amiden vorhanden sind, eine Abspaltung von Ketten und einen mechanischen Festigkeitsverlust (EHRENSTEIN & PONGRATZ 2007, S. 52). Einer industriellen Verarbeitung von PA 6 ist dementsprechend zumeist ein Trocknungsprozess vorgelagert (SAECHTLING & BAUR 2007, S. 526).

Nach dem Plastifiziervorgang folgt die Abkühlphase, die bis zur Glasübergangstemperatur T_g bei teilkristallinen Kunststoffen entscheidend die mechanischen Eigenschaften prägt. Bei einer schnellen Abkühlung wird eine feinsphärolitische Morphologie erzeugt. Während eines langsameren Abkühlprozesses haben die Kristalllamellen hingegen mehr Zeit zum Wachsen, wodurch eine grobsphärolitische Struktur mit einem höheren Kristallisationsgrad resultiert (EHRENSTEIN 2011, S. 93). Beim Abkühlen tritt außerdem eine Schwindung, also eine Volumenkontraktion auf, welche bei der Weiterverarbeitung des Werkstoffes beachtet werden muss. Diese Schwindung beträgt für PA 6 bis zu 3 % des Bauteilvolumens (SAECHTLING & BAUR 2007, S. 526).

Auch niedrige Temperaturen, wie sie beim Gebrauch der Kunststoffe wirken können, verursachen in ähnlicher Weise wie bei hohen Temperatureinwirkungen eine langsamere, aber stetige Abnahme der Molmasse und somit einen Festigkeitsverlust des Werkstoffes. Zusätzlich kann Feuchtigkeit aufgrund wechselnder Umgebungsbedingungen mechanische Belastungen auf den Werkstoff hervorrufen. Durch die Veränderung der Luftfeuchtigkeit tritt ein abwechselndes Schrumpfen und Quellen im Werkstoff auf, wodurch Spannungen induziert werden, die eine Rissbildung ermöglichen (EHRENSTEIN & PONGRATZ 2007, S. 52). Folglich kann die Gebrauchstemperatur für Kunststoffe in die kurzzeitige und in die langzeitige Temperaturbelastung unterschieden werden. Dies ist am Beispiel von PA 6 in der *Tabelle 2-4* dargestellt.

Tabelle 2-4: Verarbeitungs- und Gebrauchstemperaturen für PA 6
(^aSAECHTLING & BAUR 2007, 526 ff., ^bSALINAS 2000, 40 ff.)

Beschreibung der Temperatur	Wert	Einheit
Schmelztemperatur ^a T_M	220–225	°C
Verarbeitungstemperatur bei Extrusion ^a	240–300	°C
Zersetzungstemperatur ^b	>320	°C
kurzzeitige Gebrauchstemperatur ^a	140–180	°C
langzeitige Gebrauchstemperatur ^a	80–100	°C
Glasübergangstemperatur ^a T_g	40	°C

Alterungstests

Um den Einfluss von Strahlung, Wärme, mechanischen Belastungen sowie Umgebungsmedien auf die Alterung zu bestimmen, kommen praxisnahe und zeitraufende Versuche zum Einsatz. Bei den praxisnahen Versuchen werden die Prüfkörper den im Anwendungsfall vorliegenden Einflüssen ausgesetzt, wobei die Prüfdauer der geplanten Einsatzdauer entspricht. Dies führt zu langen Prüfzeiträumen. Außerdem ist die exakte Abbildung der Einflussfaktoren schwierig. Die zeitraufenden Versuche haben zum Ziel, die Alterung beschleunigt abzubilden. Dies wird durch eine Intensivierung eines oder mehrerer Einflussparameter erreicht. Dabei besteht der Nachteil, dass die Abbauprozesse im praktischen Einsatz nicht zwangsläufig in gleicher Weise ablaufen, wie sie in den Versuchen nachgestellt werden. (EHRENSTEIN & PONGRATZ 2007, S. 142)

Geeignete Rückschlüsse auf die Einflüsse von Alterungsprozessen auf den Kunststoff- sowie den Metallwerkstoff können u. a. durch die Analyse der Oberflächen nach der zerstörenden Prüfung gezogen werden. Die hierfür eingesetzten Verfahren werden im Folgenden beschrieben.

2.5 Analyseverfahren für Oberflächen

Um die Morphologie der laserstrukturierten metallischen Oberflächen sowie der Metall- und Kunststoff-Bruchflächen zu beschreiben, wurden Analyseverfahren eingesetzt, die die Form- und Stoffgrößen erfassen. Zur Bestimmung der Formgrößen kam im Verlauf der vorliegenden Arbeit eine Auswahl an Verfahren der Oberflächenmesstechnik nach DUBBEL ET AL. (2014, S. W8 ff.) zum Einsatz, welche nachfolgend vorgestellt ist.

2.5.1 Rasterelektronenmikroskopie

Die Rasterelektronenmikroskopie (REM) ist die gegenwärtig gebräuchlichste Methode für eine direkte, hochauflösende Abbildung und Mikroanalyse von Festkörperoberflächen. Hierbei emittiert eine Elektronenquelle einen Strahl, der durch Linsenelemente mit wenigen Nanometern Durchmesser auf dem Werkstück fokussiert wird. Die Ablenkung des Strahls erfolgt mittels einer Ablenkspule, wodurch das Werkstück schrittweise abgetastet werden kann. Durch Wechselwirkungen des Primärelektronenstrahls mit der Probe emittiert jeder Rasterpunkt der Oberfläche verschiedene Rückstreusignale. Diese Signale können detektiert, verstärkt und

dargestellt werden (GÜNZLER ET AL. 2000, S. 67). Das Prinzip der REM ermöglicht eine kleinste Punktauflösung von 5 nm, wobei sich das System besonders durch die hohe Schärfentiefe gegenüber der Lichtmikroskopie (LM) auszeichnet. Bei gleicher Punktauflösung ist die Schärfentiefe des REM 100 bis 800 mal höher als die eines LM (MACHERAUCH & ZOCH 2014, S. 363).

2.5.2 Röntgenphotoelektronenspektroskopie

Für die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung in der Randschicht von Klebeverbindungen hat sich die Röntgenphotoelektronenspektroskopie (XPS) etabliert, da dieses Verfahren im gleichen Bereich misst, wie die Bindungskräfte wirken. Um die Analysentiefe von 5 nm zu erzielen, wird die Probenoberfläche unter Ultrahochvakuum durch einen Röntgenstrahl aus einer monochromatischen Röntgenquelle bestrahlt. Hierdurch erfolgt eine Anregung der Elektronen der Atome auf der Probe. Überschreitet die Anregungs- die Bindungsenergie der Elektronen, emittiert die Oberfläche Photoelektronen. Diese sind durch einen Detektor erfassbar und hinsichtlich der kinetischen Energie auswertbar. Die Differenz zwischen Anregungsenergie und kinetischer Energie liefert die Bindungsenergie, welche elementspezifisch ist. Neben der Quantifizierung der Elementanteile kann die XPS chemische Zustandsinformationen durch Inspektion der Energie-Peaks bereitstellen. Diese so genannte chemische Verschiebung liefert ein leistungsfähiges Mittel zur Beurteilung des Valenz- und des Bindungszustands von metallischen und nichtmetallischen Molekülverbindungen. (DA SILVA ET AL. 2011, S. 193, WATTS & WOLSTENHOLME 2003)

2.5.3 Konfokale Laser-Raster-Mikroskopie

Das Messprinzip der konfokalen Laser-Raster-Mikroskopie (CLSM, engl. für Confocal Laser Scanning Microscopy) beruht darauf, einen Laserstrahl durch Objektivlinsen auf der Oberfläche einer Probe zu fokussieren und mittels beweglicher Scan-Spiegel in der Ebene abzulenken (siehe *Abschnitt 2.2.6, S. 16*). Dadurch wird ein waagrechtes und punktuell abtasten der Oberfläche erzielt. Die auf die Probenoberfläche gerichtete Laserstrahlung löst eine Fluoreszenzreaktion in der Randschicht aus, wodurch niederenergetisches Licht reflektiert wird. Die reflektierte Strahlung passiert eine Lochblende und wird daraufhin über eine geeignete Elektronik erfasst und bezüglich der Intensität ausgewertet. Das konfokale Prinzip erzielt einen hohen Kontrast bei der Erfassung von Oberflächen. Durch die punktuell abtastung besteht zu keinem Zeitpunkt ein vollständiges Abbild der Probe

im Mikroskop, weshalb für die dreidimensionale Darstellung der Abtastvorgang in verschiedenen Fokusebenen wiederholt werden muss. Eine integrierte Software errechnet aus der Summe aller Abtastpunkte ein räumliches Abbild der Oberfläche, wobei abgeschattete Bereiche und Hinterschneidungen nicht durch den Laserstrahl erfasst werden können. (BORLINGHAUS 2016, S. 55)

2.5.4 Gasadsorption

Bei der Gasadsorption handelt es sich um ein Analyseverfahren zur Bestimmung von Oberflächengrößen, welches aus der Partikelmesstechnik stammt. Das Messprinzip beruht auf der Bindung von Molekülen eines inerten Gases an die Probenoberfläche durch Van-der-Waals-Kräfte (STIEB 2009, S. 208). Hierfür wird schrittweise ein Probenraum mit einer definierten Adsorptivmenge des Messgases gefüllt. Ein Dewargefäß mit einem Kühlbad nach DIN ISO 9277 ermöglicht das Abkühlen der Apparatur auf den Sättigungsdampfdruck, wodurch sich die Moleküle des inerten Gases an der Oberfläche der zu untersuchenden Probe absetzen (KLANK 2003). Unzugängliche Poren können dabei von den Molekülen nicht besetzt werden. Die Abkühlung bewirkt im Zusammenhang mit der Moleküladsorption eine Druckminderung im Probenraum. Hierfür wurde durch BRUNAUER ET AL. (1938) ein physikalisch und statistisch begründeter Zusammenhang zwischen der je Gramm Feststoff adsorbierten Feststoffmenge und dem Gleichgewichtsdruck über der adsorbierenden Probe bei einer bestimmten Temperatur beschrieben. Hieraus lässt sich auf die Oberflächengröße schließen.

2.6 Zusammenfassung

In den vorangegangenen Abschnitten wurden die für diese Arbeit relevanten Grundlagen zum thermischen Fügen von Thermoplast-Metall-Verbindungen und Strukturieren mittels Laserstrahlung dargestellt. Zum Verständnis der besonderen Eigenschaften der Laserstrahlung erfolgte eine Darlegung der relevanten Laser-Betriebsarten und Prozessgrößen sowie der resultierenden Prozessregime bei der Energieeinkopplung. Daneben wurden der thermische Abtragsprozess unter Einsatz gepulster Laserstrahlung sowie die Strahlableitung mittels Scanner-Optiken vorgestellt. Im weiteren Verlauf der Arbeit wird ein genetischer Algorithmus zur Optimierung und Auslegung der Lasertrajektorie für den thermischen Fügeprozess beschrieben. Hierfür diente die Erläuterung der Grundzüge dieser Optimierungsmethode. Weitere Abschnitte galten der grundlegenden Erläuterung der für den

Fügeprozess relevanten Eigenschaften der Werkstoffe. Der metallische Fügepartner wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit durch eine Aluminiumlegierung abgebildet, wobei deren Oxidschicht eine besondere Bedeutung für die Verbindung aufweist. Daneben kam ein kontinuierlich-faserverstärkter thermoplastischer Kunststoff zum Einsatz, dessen Fasermaterialien, Matrixsystem sowie Alterung den Fügeverbund beeinflussen. Außerdem erfolgte die Darstellung ausgewählter Verfahren zur Analyse von Oberflächen. Diese wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit genutzt, um die Struktur der laserstrukturierten metallischen Oberflächen sowie der Metall- und Kunststoff-Bruchflächen zu beschreiben.

3 Stand der Forschung

3.1 Allgemeines

Die Untersuchung des Einflusses der Laserstrukturierung auf die KMV erfordert zu den Kenntnissen über den Füge- und den Strukturierungsprozess auch das Wissen über die wirkenden Bindemechanismen zwischen den ungleichen Fügepartnern. Hierfür wird zunächst der Stand der Forschung zum laserbasierten thermischen Fügen dargestellt. Anschließend erfolgt die Betrachtung der verschiedenen Prozesse zum Laserstrukturieren sowie der Oberflächeneigenschaften, die aus der Behandlung resultieren. Im Hinblick auf die Analyse des Einflusses der Laserstrukturierung auf die KMV werden abschließend die wirkenden Bindemechanismen erläutert.

3.2 Laserbasiertes thermisches Fügen

3.2.1 Einordnung des Fügeverfahrens

Die Fügeverfahren für KMV können nach FLOCK (2012) in Verfahren unterteilt werden, die in einem Spritzgießwerkzeug stattfinden (IMA, engl. für In-Mould Assembly) sowie nach sequentiellen Verfahren, bei denen der Fügeprozess nach dem Urformen der Ausgangswerkstoffe (PMA, engl. für Post Moulding Assembly) stattfindet. Zu den Verfahren des PMA zählen u. a. das Adhäsionskleben, das mechanische sowie das thermische Fügen (siehe *Abbildung 3-1*).

Das Kleben ist nach DIN 8593-8 das Fügen unter Verwendung eines nicht-metallischen Werkstoffes, der die Füge Teile durch Flächenhaftung und innere Festigkeit verbinden kann. Der Klebstoff muss dabei die Fügeflächen wie eine Flüssigkeit benetzen. Es finden physikalisch und chemisch abbindende Klebstoffe Anwendung. Beim mechanischen Fügen wird eine Verbindung zwischen den Fügepartnern durch einen Kraftschluss oder einen Formschluss erzeugt. Hierzu zählen unter anderem das Schrauben, das Nieten sowie neuartige Verfahren wie das Kragenfügen.

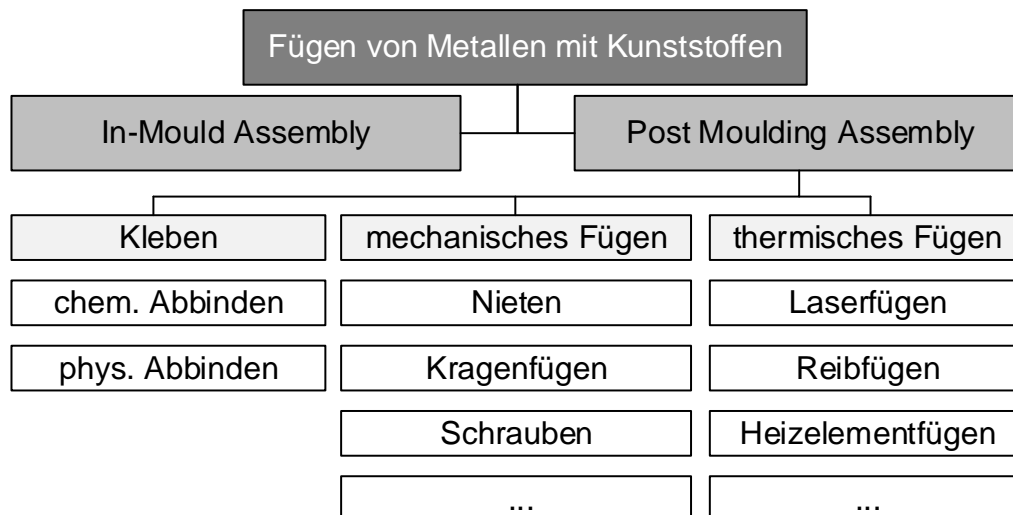


Abbildung 3-1: Unterteilung der Fügeverfahren für Kunststoff-Metall-Verbindungen in In-Mould Assembly und Post Moulding Assembly nach FLOCK (2012, S. 22)

Die Verbindung zwischen den Fügepartnern wird beim thermischen Fügen durch das Schmelzen des Kunststoffbauteils erzeugt. Die anschließende Benetzung erfolgt auf der Metalloberfläche. Dadurch entsteht eine stoff- und formschlüssige Verbindung. Das thermische Fügen kann von dem im Kunststoff- und im Metallbereich angewendeten Schweißen abgegrenzt werden, da aufgrund der verschiedenen Schmelzpunkte der Fügepartner einzig der Kunststoff aufschmilzt. Das Metall erfährt hingegen keine Phasenumwandlung. Für dieses Verfahren finden aufgrund der Schmelzbarkeit hauptsächlich thermoplastische Kunststoffe Anwendung. Eine Abgrenzung des thermischen Fügens zum Schmelzkleben, welches in HABENICHT (2009, S. 206) beschrieben ist, soll innerhalb dieser Arbeit erfolgen, da beim adressierten Verfahren kein zusätzlicher Fügehilfsstoff eingebracht wird, sondern das Kunststoffbauteil direkt als Adhäsionspartner genutzt ist. Die wirkenden Mechanismen zur Bindung können vom Kleben übertragen werden, da bei beiden Fügeverfahren die Benetzung einer festen Oberfläche mit einem flüssigen Kunststoff-Werkstoff erfolgt.

Zur Energieeinbringung in den thermisch erzeugten Fügeverbund können verschiedenste Energiequellen zum Einsatz kommen. Unter anderem wird Reibung (WIRTH ET AL. 2014), Wärmeleitung durch Hezelemente (FLOCK 2012), Induktion (VELTHUIS 2007), Ultraschall (BALLE 2009) oder beispielsweise Laserstrahlung (BERGMANN & STAMBKE 2012, AMEND ET AL. 2013) eingesetzt. Das laserbasierte thermische Fügen von Metall und Kunststoff ist auch unter dem Begriff des LAMP joining (engl. für Laser-Assisted Metal and Plastic joining) bekannt,

der von KAWAHITO ET AL. (2006) eingeführt wurde. Der Einsatz von Laserstrahlung ermöglicht die unabhängige Regelung der Fügeparameter, die beidseitige Zugänglichkeit sowie die örtlich und zeitlich definierte Energieeinbringung in die Proben.

3.2.2 Verfahrensvarianten und eingesetzte Werkstoffe

Durch die beidseitige Zugänglichkeit kann das thermische Fügen mittels Laserstrahlung, wie in *Abbildung 3-2* dargestellt, als Durchstrahl- sowie als Wärmeleitungsfügen ausgeführt werden.

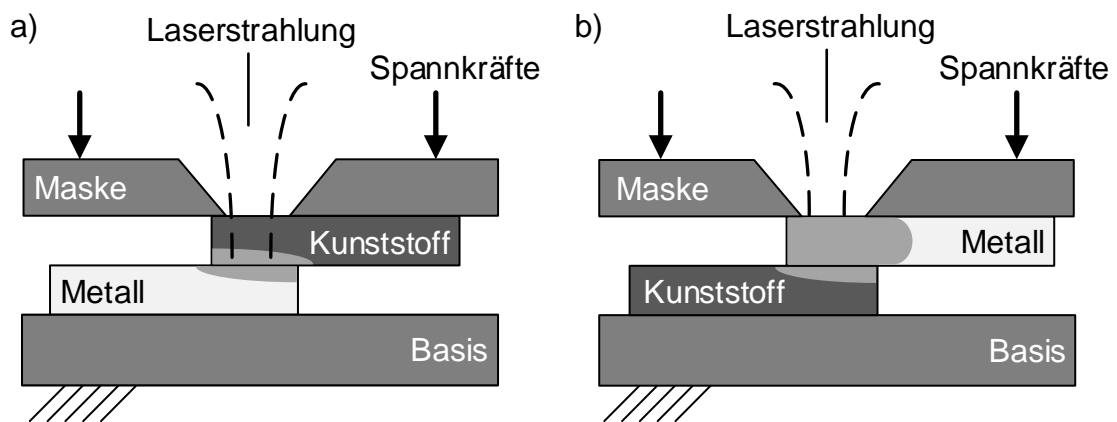


Abbildung 3-2: Prozessschema für das laserbasierte Durchstrahlfügen (a) sowie für das laserbasierte Wärmeleitungsfügen (b) im Überlappstoß

Beim Durchstrahlfügen koppelt die Laserstrahlung auf der Kunststoffseite in den Verbund ein, transmittiert durch den Kunststoff und wird an der Schnittstelle zum Metall absorbiert (siehe *Abbildung 3-2a*). Die Voraussetzung für den Einsatz dieser Verfahrensvariante ist folglich eine ausreichende Durchlässigkeit des Kunststoffes für die eingesetzte Laserstrahlung. Die in KAWAHITO ET AL. (2006) zum Durchstrahlfügen verwendeten Kunststoffe haben beispielsweise einen Transmissionsgrad τ zwischen 81 % und 93 %. Übliche eingesetzte Werkstoffe mit den erforderlichen Eigenschaften sind PA 6 (CENIGAONAINDIA ET AL. 2012), PET (KATAYAMA & KAWAHITO 2008), PMMA (MARKOVITS & BAUERNHUBER 2014) oder PC (AMEND ET AL. 2013). Durch die Absorption der Laserstrahlung an der Metalloberfläche wird Wärmeenergie erzeugt, die durch den Kontakt der beiden Werkstoffe zum Aufschmelzen des Kunststoffes führt. Der geschmolzene Kunststoff infiltriert daraufhin die Strukturen auf dem Metall, wodurch nach Erstarren

des Fügepartners eine Verbindung erzeugt wird. Der Einsatz des Durchstrahlfügens ist jedoch bei Thermoplasten mit hohem Kristallisationsgrad X_c oder mit eingebrachten Verstärkungsfasern beschränkt, da sich der Transmissionsgrad τ des Kunststoffes gegenüber der Laserstrahlung so stark verringert, dass kein ausreichender Energieeintrag in das Metall erfolgen kann.

In diesem Fall kann das Wärmeleitungsfügen Anwendung finden. Hierbei wird die Laserstrahlung metallseitig in den Verbund eingekoppelt (siehe *Abbildung 3-2b*). Durch die Absorption der Strahlung an der Metalloberfläche und durch Wärmeleitung gelangt die Wärmeenergie zur Kunststoff-Metall-Schnittstelle. Dort führt die Temperaturerhöhung zum Aufschmelzen der Kunststoff-Matrix und nach Abkühlung zum festen Verbund. Je nach Verhältnis der Größe des Laser-Brennflecks zur Fügefläche muss eine geeignete Bestrahlungsstrategie gewählt werden. Die für KMV zur Verfügung stehenden Möglichkeiten werden im Folgenden vorgestellt.

3.2.3 Bestrahlungsstrategien

Die Bestrahlungsstrategien, die beim laserbasierten Wärmeleitungs- und Durchstrahlfügen Anwendung finden, sind aus dem Kunststoffschweißen bekannt und von POPRAWE (2005, S. 271) beschrieben. Gemäß dem derzeitigen Stand der Technik beim thermischen Fügen werden vorwiegend das Konturfügen, das Quasisimultan- sowie das Simultanfügen eingesetzt. Diese Strategien sind am Beispiel des Wärmeleitungsfügens in *Abbildung 3-3* dargestellt.

Beim Konturfügen (siehe *Abbildung 3-3a*) wird der Brennfleck kontinuierlich entlang einer definierten Lasertrajektorie geführt. Dies kann beispielsweise mittels eines Roboterarms, eines verfahrbaren Tisches oder über ein Scanner-System erfolgen. Folglich ist die Maximalgröße der Fügekontur an den Arbeitsbereich des Handhabungssystems gekoppelt (EHRENSTEIN 2004, S. 241). Ein Abschmelzen von Ungenauigkeiten in Formteilen ist bei diesem Verfahren in der Regel nicht möglich, da durch die Geschwindigkeit des Brennflecks, welche prozessbedingt begrenzt ist (AMEND ET AL. 2014), nicht die gesamte Fügekontur gleichzeitig aufgeschmolzen wird (EHRENSTEIN 2004, S. 243). Das Konturfügen zeichnet sich jedoch durch eine hohe Flexibilität und Komplexität bezüglich der Konturführung aus.

Beim Simultanfügen wird hingegen die gesamte Fügekontur zeitgleich erwärmt. Dies kann bei einfachen Fügegeometrien, so wie in *Abbildung 3-3b* dargestellt,

durch eine Defokussierung des Laserstrahls und durch spezielle Optikelemente geschehen, die einen rechteckigen Brennfleck erzeugen. Bei längeren Konturen werden im Bereich des Kunststoffschweißens beispielsweise mehrere Laserdiodenbarren genutzt, die die Fügekontur linienförmig bestrahlen (EHRENSTEIN 2004, S. 244). Durch die gleichzeitige Bestrahlung lassen sich im Vergleich der Verfahren die kürzesten Prozesszeiten erreichen. Ebenso wird ein Ausgleich von Formtoleranzen aufgrund der Möglichkeit des Abschmelzens des Kunststoffes erzielt. Für Thermoplast-Metall-Verbindungen beschränkt sich der Einsatz dieses Verfahrens aktuell auf einfache kreisförmige (BAUERNHUBER & MARKOVITS 2014) und rechteckige Fügekonturen (ENGELMANN ET AL. 2015).

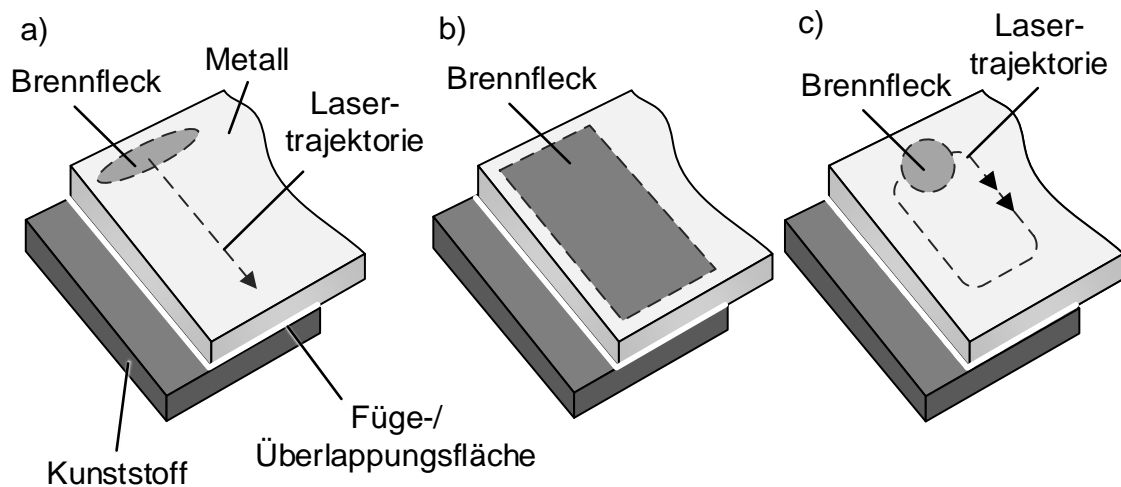


Abbildung 3-3: Bestrahlungsstrategien beim laserbasierten thermischen Wärmeleitungsfügen mit dem Konturfügen (a), dem Simultanfügen (b) sowie dem Quasisimultanfügen (c) (in Anlehnung an HOLTkamp ET AL. 2010, POPRAWE 2005, S. 269 -271, TROUGHTON 2008, S. 69)

Ein nahezu gleichmäßiges Erwärmen der Fügenahtgeometrie erfolgt beim Quasisimultanfügen (siehe *Abbildung 3-3c*), indem der Brennfleck mehrmals über die Kontur unter Einsatz einer Scanner-Optik geführt wird (POPRAWE 2005, S. 271). Der Bearbeitungsbereich ist folglich auf die Größe des Feldes der Optik beschränkt. Übliche Feldgrößen reichen bis zu einigen hundert Millimeter Kantenlänge. Im Bereich des Kunststoffschweißens werden zur Vergrößerung des Bearbeitungsfeldes mehrere Optiken simultan eingesetzt (EHRENSTEIN 2004, S. 243). LAMBERTI ET AL. (2014) und RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. (2014) nutzten zur Erzielung eines gleichmäßigen Wärmeeintrages in die Fügefläche die Möglichkeit der kreisförmigen Oszillation des Brennflecks durch ein Scanner-System. Das Quasisimultanfügen zeichnet sich dementsprechend durch eine hohe Flexibilität und

durch den möglichen Ausgleich von Ungenauigkeiten in Formteilen aus (TROUGHTON 2008, S. 89).

3.2.4 Fügedruck und Stoßarten

Der Kunststoff- und der Metall-Fügepartner werden für das thermische Fügen hauptsächlich überlappend angeordnet, denn es bedarf der ausreichenden Kontaktfläche zwischen den Werkstoffen. Darüber hinaus sind die Gründe in der Nutzung der Proben für den Scherzugversuch sowie in der einfachen Fixierung und Applikation des Fügedrucks zu finden. QUENTIN ET AL. (2014) sowie RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. (2016) setzten im Gegensatz dazu einen T-Stoß ein. Es zeigte sich, dass dieser Fügestoß ebenfalls für das Fügeverfahren beherrschbar ist.

Beim Fügen muss eine Kraft auf die Proben wirken. Diese ist notwendig, um den Kontakt vom Kunststoff zum Metall in der Überlappungsfläche (siehe *Abbildung 3-2*) und somit die Wärmeleitung zwischen den Werkstoffen im Fügeprozess zu gewährleisten. Zur Aufbringung der Kraft sind zwei Prinzipien in der Literatur zu finden. Zum einen wurden feste Einspannungen durch den Einsatz von Verschraubungen (KATAYAMA & KAWAHITO 2008) oder Spannhebeln realisiert. Zum anderen fanden z. B. Druckzylinder (CENIGAONAINDIA ET AL. 2012) Anwendung, durch die die Einspannkraft gesteuert werden können. Die Systeme, bei denen die Fügepartner durch eine Verschraubung oder Klemmung fixiert werden, eignen sich nur für das Konturfügen, da hier kein Abschmelzen des Thermoplasts erfolgt. Beim Simultan- und Quasisimultanfügen kann hingegen eine Relativbewegung zwischen dem Kunststoff und dem Metall während des Fügens erfolgen. In diesem Fall sind ausschließlich Systeme geeignet, die während des Vorgangs eine kontinuierliche Druckkraft auf die Werkstücke ausüben. In FLOCK (2012, S. 83) wird empfohlen, den Fügedruck auch innerhalb der Abkühlphase aufrecht zu erhalten, um dem Volumenschwund des Kunststoffes entgegen zu wirken. Diese Studie zeigt, dass bei zu geringem Fügedruck die Metall-Oberflächenstrukturen nicht genügend mit Kunststoff gefüllt werden. Im Gegensatz dazu führt ein zu hoher Druck zum Austreiben des Materials aus der Fügezone. Infolgedessen kann das nachrückende Polymer mitunter nicht ausreichend verflüssigt werden, wodurch sich die Benetzung des Metalls verschlechtert. Bei Verwendung von faserverstärkten Kunststoffen kann nach VELTHUIS (2007, S. 84) ein zu hoher Fügedruck außerdem dazu führen, dass die Polymermatrix aus der Fügestelle verdrängt wird und überwiegend die Fasern in Kontakt mit dem Metall stehen. Dies führt zu einer verminderten Verbundfestigkeit. HABERSTROH & SICKERT (2014) empfehlen ein zeitlich

variables Druckprofil. Hierbei erfolgt zum Fügebeginn die Applikation eines hohen Drucks, der die effiziente Wärmeleitung zwischen den Proben ermöglicht. Mit Beginn des Aufschmelzens wird der Druck reduziert, um das Austreiben des Kunststoffes zu verhindern. Im dritten Schritt wird während der Wiedererstarrung unter Zuhilfenahme eines hohen Fügedrucks der Schrumpfung des Kunststoffes entgegen gewirkt. Mit einem dreistufigen Druckprofil, wie beispielsweise in *Abschnitt 5.4.3, S. 70* dargestellt, konnte durch SICKERT (2015, S. 83) eine Festigkeitssteigerung von bis zu 10 % gegenüber einem vergleichsweise angewendeten konstanten Druckprofil erzielt werden. Die Untersuchungen von FLOCK (2012), VELTHUIS (2007) und SICKERT (2015) ergeben, dass für die jeweilige Werkstoffpaarung des Kunststoffes mit dem Metall und die jeweiligen Randbedingungen ein spezifisches Temperatur-Druck-Regime zu wählen ist.

3.2.5 Energieeinbringung und Temperaturregime

Neben dem Druckprofil nimmt die Temperaturführung in der Kontaktfläche eine entscheidende Rolle im Fügeprozess ein. Die Energieeinbringung durch die Laserstrahlquelle und das Prozessregime beeinflusst in diesem Zusammenhang das sich in der KMV ausbildende Temperaturfeld.

Laserstrahlquellen und Prozessregime

Für das laserbasierte thermische Fügen wurden bevorzugt Diodenlaser, wie bereits durch BERGMANN & STAMBKE (2012) beschrieben, eingesetzt. Neben diesen kamen auch Nd:YAG- (MARKOVITS & BAUERNHUBER 2014) und Yb-Faserlaser (LAMBERTI ET AL. 2014) zur Anwendung. Der Brennfleck weist hierbei vorwiegend einen Durchmesser im Millimeterbereich auf, wobei die Streckenenergie E_S derart gewählt ist, dass kein Aufschmelzen des Metalls erfolgt. Das zugehörige Prozessregime ist folglich das Aufheizen mit Intensitäten I_L von ca. 10^3 W/cm^2 (siehe *Abschnitt 2.2.4, S. 12*). Für das Durchstrahlfügen ist die maximale Intensität zusätzlich aufgrund der Absorption im transmittierenden Kunststoff begrenzt. Eine zu hohe Energiedichte führt lokal zur Absorption der Laserstrahlung an der Kunststoff-Probenoberfläche und somit zur Einkopplung sowie zur Zerstörung des Materials (RÖSNER 2014, S. 79).

Temperaturführung

Es zeigt sich, dass die Fügetemperatur den Hauptprozessparameter für das thermische Fügen darstellt (HOLTKAMP ET AL. 2010) und das Aufschmelzverhalten des Thermoplasts bedeutend beeinflusst (RÖSNER 2014). Die gezielte sinnvolle Wahl

der geeigneten Füge­temperatur wird hierbei durch gegensätzliche Effekte beeinflusst. Einerseits führt eine Erhöhung der Füge­temperatur zur Verringerung der Viskosität des Kunststoffes. Das Material ist somit fließfähiger und kann die Metalloberfläche besser benetzen (FLOCK 2012, S. 82). Andererseits ist die Temperatur nicht beliebig hoch einstellbar, da ab einer werkstoffabhängigen Schwelle und einer definierten Einwirkdauer eine thermische Schädigung des Werkstoffes einsetzt (siehe *Abschnitt 2.4.2*, S. 28). Diese führt zum Festigkeitsabfall des Kunststoffmaterials. FLOCK (2012, S. 81) untersuchte die Festigkeit in Abhängigkeit der Füge­temperatur. Es zeigt sich, dass sich für alle Materialkombinationen die geeignetste Füge­temperatur am oberen Ende des Prozessfensters befindet. Dies ist folglich der Bereich, in dem eine geringe Viskosität des Kunststoffes vorliegt und noch keine thermische Schädigung eingetreten ist. In diesem Zusammenhang erhöhen Verstärkungsfasern die Viskosität des Kunststoff-Verbundes. Infolgedessen müssen für faserverstärkte Kunststoffe höhere Füge­temperaturen als bei nicht verstärkten Werkstoffen eingesetzt werden. Eine zu niedrige Viskosität kann in Kombination mit einem ungeeigneten Fügedruck aber auch einen gegensätzlichen Effekt bewirken. Hierbei wurde ein verstärkter Austrieb des Materials beobachtet, was zur Verringerung der Kunststoff-Metall-Verbundfestigkeit führte (FLOCK 2012, S. 83).

Neben der absoluten Höhe der Temperatur nimmt auch die Einwirkdauer Einfluss auf den Prozess. Zum einen kann festgestellt werden, dass die thermische Schädigung mit steigender Einwirkdauer auch bei geringeren Temperaturen einsetzt (MENGES 2011). Dies führt dazu, dass für kurze Prozesszeiten eine höhere Füge­temperatur eingestellt werden kann, die in einer niedrigeren Viskosität im Kunststoff resultiert. Zum anderen verschiebt sich das Prozessfenster mit der Einwirkdauer. RÖSNER (2014, 83 ff.) fand heraus, dass bei einem hohen Vorschub bzw. einer kurzen Einwirkdauer eine geringere Streckenenergie benötigt wird, da durch die geringere Wärmeleitung mehr Energie in der Prozesszone verbleibt. Allerdings verursacht eine kurze Einwirkdauer auch ein geringeres Schmelzepolster im Kunststoff-Fügepartner. Dies muss bei tiefen Metallstrukturen Beachtung finden.

VELTHUIS (2007, S. 92) beleuchtete die Verbundfestigkeit der durch Induktion gefügten KMV in Abhängigkeit der Abkühlbedingungen. Hierbei ergaben sich für schnellere Abkühlgeschwindigkeiten höhere Kristallisationsgrade X_c und leicht verbesserte mechanische Eigenschaften. Das widerspricht jedoch den in *Abschnitt 2.4.2*, S. 28 beschriebenen Erläuterungen zur Kristallisation, wonach der Kristallisationsgrad bei schneller Abkühlung gering ist. Für ultraschallgeschweißte Aluminium-PA-6-Verbindungen konnte durch BALLE ET AL. (2013)

eine signifikante Verbesserung der Festigkeit durch eine Wärmenachbehandlung erzielt werden. Hierfür wurden die Verbindungen bei Temperaturen T von 180 °C über 20 Stunden hinweg in einem Ofen ausgelagert. Dies hatte einen erhöhten Kristallisationsgrad X_c im Kunststoff zur Folge, der als eine möglich Ursache für die Verdoppelung der Zugscherfestigkeit im Versuch angesehen wurde. Die gezielte Steuerung der Temperatur während des Abkühlens zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften ist darüber hinaus in zahlreichen weiteren Bereichen der Kunststoff-Verarbeitung wie dem Spritzgießen (SCHMIEDERER & SCHMACHTENBERG 2006), dem Extrusionsschweißen (EHRENSTEIN 2004, S. 217) oder der Prepreg-Verarbeitung (LI ET AL. 2016) das Ziel von Untersuchungen. LI ET AL. (2016) stellten beispielsweise eine um 30 % erhöhte Festigkeit sowie einen um 50 % erhöhten E-Modul der PA-6-Matrix durch die Erhöhung der Abkühldauer von 15 s auf mehrere Stunden fest. Dies wurde ebenfalls auf den erhöhten Kristallisationsgrad zurückgeführt.

Gasblasenbildung

KAWAHITO ET AL. (2006) stellten erstmals eine charakteristische Bildung von Blasen im Kunststoffmaterial fest, die durch den Fügevorgang induziert ist. Die Blasen befinden sich dabei in der Nähe der Metalloberfläche (siehe *Abbildung 3-4*). KATAYAMA & KAWAHITO (2008) untersuchten den Inhalt der Blasen und fanden heraus, dass es sich dabei um Pyrolysegase, also um Zersetzungsprodukte des Kunststoffes, handelt, die während des Wärmeeintrages beim Fügen entstehen.

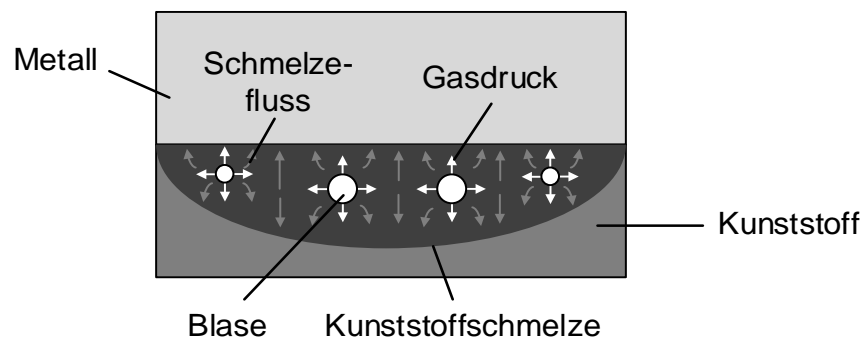


Abbildung 3-4: Schema zur Blasenbildung und zum wirkenden Fügeeffekt in Anlehnung an KATAYAMA & KAWAHITO (2008)

Der Blasenbildung wurde eine qualitätsverbessernde Wirkung zugeschrieben. Durch die Expansion des Gases entsteht demzufolge ein zusätzlicher Druck in der Kunststoffschmelze während des Fügens, der den geschmolzenen Werkstoff gegen die Metalloberfläche drückt und die Infiltration verbessert. AMEND ET AL. (2013) und ENGELMANN ET AL. (2015) berichteten in diesem Zusammenhang hingegen

von Lufteinschlüssen und schrieb den Blasen folglich eine qualitätsmindernde Wirkung aufgrund der Reduzierung des tragenden Querschnittes zu. Innerhalb dieser Untersuchungen wurde eine Oberflächenvorbehandlung auf dem metallischen Fügepartner eingesetzt, die zu einer signifikanten Rauheitserhöhung und generellen Festigkeitssteigerung führte. Dies wiederum bewirkte den Einschluss von Luft in der Fügefläche.

Neben dem Temperaturfeld in der Fügestelle beeinflusst die Oberfläche des metallischen Fügepartners maßgeblich die resultierenden Eigenschaften der KMV. Innerhalb der vorliegenden Arbeit wurde eine laserbasierte OVB angewendet, weswegen der Stand der Forschung zu diesen Verfahren im Folgenden beschrieben ist.

3.3 Laseroberflächenvorbehandlung

3.3.1 Einordnung der Oberflächenvorbehandlung

Das Ziel der Oberflächenbehandlung des metallischen Fügepartners für Klebeverbindungen ist nach HABENICHT (2009, S. 543) die Optimierung der Haftungskräfte zwischen der Fügeteiloberfläche und der Klebschicht. Es werden folglich aktive Zentren an der Oberfläche erzeugt, an denen die Übertragung von Haftungskräften bevorzugt abläuft. Dies findet ebenfalls für thermisch gefügte KMV Anwendung, um eine dauerhafte Verbindung zu erzeugen sowie die Verbundfestigkeit zu steigern. Zu den Prozessschritten der Oberflächenbehandlung zählen die Vorbereitung, die Vorbehandlung sowie die Nachbehandlung. Die OVB hat in diesem Zusammenhang die Aufgabe, unter definierten Bedingungen eine neue Oberfläche auf dem Material aufzubringen oder die vorhandenen Eigenschaften zu optimieren (HABENICHT 2009, S. 543). Durch diesen Prozessschritt ergibt sich dementsprechend eine Veränderung der Topographie und der chemischen Struktur des Werkstoffes.

Für das Kleben und gleichermaßen für das thermische Fügen kommen verschiedene Verfahren der OVB zum Einsatz (siehe *Abbildung 3-5*), welche im Folgenden vorgestellt werden.

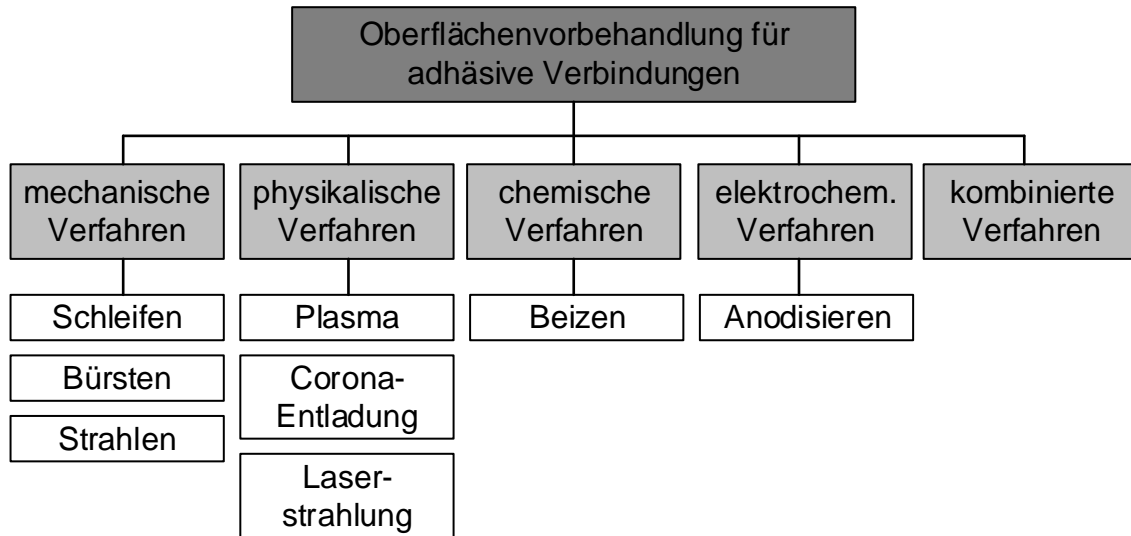


Abbildung 3-5: Verfahren der Oberflächenvorbehandlung für Klebeverbindungen in Anlehnung an HABENICHT (2009, S. 579)

Durch die mechanischen Verfahren resultierten zum einen die Vergrößerung der wahren Oberfläche und zum anderen die Reinigung aufgrund des Werkstoffabtrags. Einige Beispiele für diese Gattung sind das Schleifen, das Bürsten und das Strahlen, die in BERGMANN & STAMBKE (2012) sowie WAHBA ET AL. (2011) am Beispiel des thermischen Fügens eingesetzt wurden. Bei den chemischen und elektrochemischen Verfahren besteht hingegen die Möglichkeit, die Oberfläche gezielt zu reinigen sowie im Mikrometerbereich aufzurauen. Der Einsatz von Säuren bewirkt eine zusätzliche Oxidation der Oberfläche. Diese bringt eine mikroporöse Oxidschicht auf der Oberfläche des Metalls hervor. Dadurch wird die aktive Oberfläche wesentlich erhöht. Die Verfahren des Beizens mit anschließender Anodisierung zeichnen sich durch höchste Verbundfestigkeit für Klebeverbindungen aus, weshalb diese im Flugzeugbau angewendet werden. Aufgrund der Toxizität der Anodisierungslösung und der aufwendigen Handhabung sind diese Prozesse jedoch z. B. für den Automobilbau ungeeignet (HABENICHT 2009, S. 630). Die kombinierten Verfahren sind innerhalb der mechanischen und chemisch-elektrochemischen OVB einzuordnen. Hier wird in der Regel mit einem chemisch modifizierten Strahlgut gearbeitet, durch welches sowohl der Werkstoffabtrag als auch die chemische Modifikation der Oberfläche erzeugt werden kann. Zu den physikalischen Verfahren zählen die Plasmabehandlung, die Corona-Entladung (HABENICHT 2009, S. 666) sowie die Laser-OVB. Die Verfahrensgrundlage zur Modifikation sind folglich physikalische Effekte, wie zum Beispiel das Aufschmelzen von Material oder die Modifizierung der Oberflächenspannung. Die

Plasmabehandlung und die Corona-Entladung werden zumeist für die Vorbehandlung des Kunststoff-Fügepartners eingesetzt, wie dies beispielsweise in ARAI ET AL. (2014) beschrieben ist.

Die OVB mittels Laserstrahlung weist gegenüber den bereits genannten Verfahren wesentliche Vorteile auf. Zum einen lassen sich für Klebeverbindungen (RECHNER 2012) und für thermische gefügte Verbindungen (LAMBERTI ET AL. 2014) mit dem Laserprozess in Relation zu den elektrochemischen OVB vergleichbare Fügequalitäten erzielen. Dies ist u. a. durch die gleichzeitige Modifikation der Oberflächentopographie sowie der -chemie begründet (KURTOVIC 2014). Daneben ist der Einsatz von Laserstrahlung besonders vorteilhaft, da keine giftigen Chemikalien genutzt werden. Die vorzubehandelnde Fläche ist außerdem definiert einstellbar – es müssen keine Bereiche abgedeckt werden. Mittels der gleichen Systemtechnik können zahlreiche Werkstoffe bearbeitet werden, wobei die Standzeit des Lasersystems hoch ist. Überdies hinaus kann durch die Laserstrahlung die Oberflächentopographie derart modifiziert werden, dass Strukturen in der Höhe von Nanometern (KURTOVIC 2014) bis in den Millimeterbereich (BLACKBURN & HILTON 2011) entstehen. Diese Eigenschaft bietet kein anderes bekanntes Verfahren zur OVB. Aufgrund der flexiblen Modifizierung der Topographie sowie der breiten Einsatzfähigkeit haben die laserbasierten Verfahren in jüngster Zeit den Schwerpunkt zahlreicher Forschungsarbeiten gebildet. Da die intensive Topographieausbildung das charakteristische Merkmal der Laser-OVB ist, wird im weiteren Verlauf dieser Arbeit der Begriff der *Laserstrukturierung* angewendet.

3.3.2 Prozessvarianten für die Erstellung von Laserstrukturen

Es werden drei Verfahren der Laserstrukturierung unterschieden, die für das Kleben und das thermischen Fügen Anwendung finden. Die betrachteten Prozesse grenzen sich durch ihr Prozessregime sowie die Laser-Betriebsart ab. Nach *Abbildung 3-6* erfolgt die Untergliederung nach folgenden Kriterien: Das thermische Abtragen mit der Erzeugung stochastischer Strukturen, die Erzeugung deterministischer Strukturen und das Umschmelzen zur Erzeugung deterministischer Strukturen. Die ersten beiden Verfahren bedienen sich eines thermischen Abtragsprozesses, bei dem das Metall partiell aufgeschmolzen und sublimiert wird. Durch den entstehenden Dampfdruck erfolgt hierbei der Abtrag der Schmelze aus der Prozesszone. Bei dem Verfahren des Umschmelzens wird im Prozessregime des Tieferschweißens gearbeitet und das Material gezielt umverteilt, wodurch eine Oberflächenstruktur entsteht. Dies bedarf des Einsatzes von Dauerstrich-Laserstrahlung.

Für weitere Informationen zu diesem Prozess sei auf BLACKBURN & HILTON (2011) und EARL ET AL. (2012) verwiesen. Die Anwendung dieser Strukturierung auf KVM wurde in FUCHS ET AL. (2014) untersucht. Die beiden Verfahren, die auf dem Abtrag von Material beruhen, werden aufgrund der thematischen Relevanz im Folgenden näher vorgestellt. Hierbei liegt der Fokus auf der Bearbeitungsstrategie und auf der resultierenden Oberflächentopographie sowie -chemie.

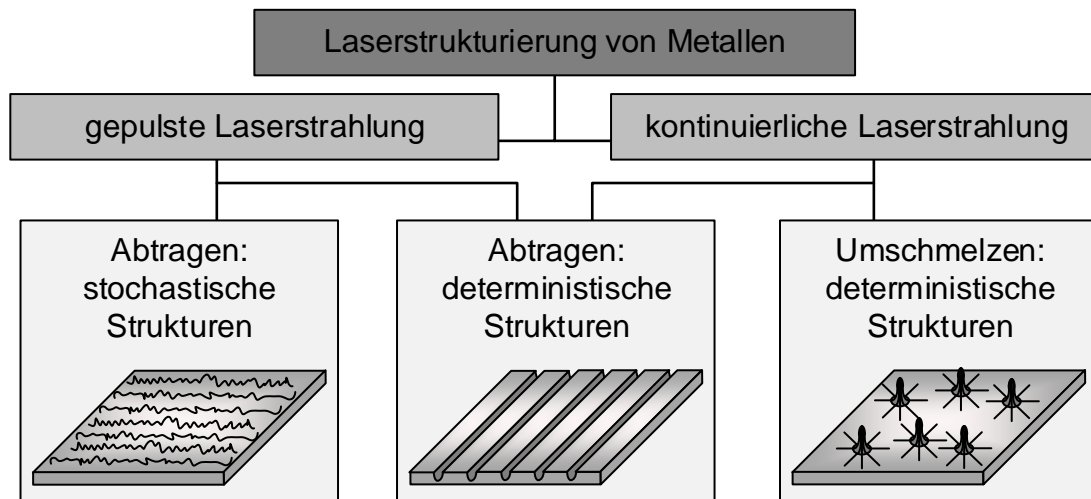


Abbildung 3-6: Prozessvarianten für die Laserstrukturierung und eingesetzte Laserstrahl-Betriebsart

3.3.3 Abtragen und Erzeugung stochastischer Strukturen

Das erste Verfahren zeichnet sich durch die stochastische Natur der erzeugten Strukturen und deren Dimensionen aus, die zumeist kleiner als der Brennfleckdurchmesser sind. Die Strukturen zeigen somit ein zufälliges Erscheinungsbild, wobei die Erzeugung ausschließlich mit gepulster Laserstrahlung erfolgt.

Bearbeitungsstrategie

Um stochastische Strukturen zu generieren, findet eine mäanderförmige Bearbeitung nach *Abbildung 3-7* Anwendung. Der Laser-Brennfleck (Spot) wird hierfür in der dargestellten Trajektorie mit Hilfe einer Scanner-Optik über das Werkstück geführt. Hierbei sind die Laserpulse überlappend in beide Raumrichtungen angeordnet. Dementsprechend sind der Spotabstand l_{sp} und der Linienabstand l_l kleiner als der Brennfleckdurchmesser d zu wählen.

Durch den Einsatz des gepulsten Lasersystems ergeben sich zahlreiche Möglichkeiten, die auf dem Werkstück applizierte Energie- und Leistungsdichte zu variieren. Hierdurch kann die Strukturausbildung maßgeblich beeinflusst werden. Zu

den veränderlichen Parametern zählen u. a. die Pulsüberlappung \dot{U}_P , der Brennfleckdurchmesser d , die Pulsdauer t_P , die Pulsenergie E_P sowie die Anzahl der Belichtungen n_B . Die stochastischen Strukturen wurden zumeist mittels kurzgepulster Festkörperlaser erzeugt, welche IR-Laserstrahlung emittieren, wie beispielsweise in ZIMMERMANN ET AL. (2012) beschrieben. Die Pulsdauern t_P der eingesetzten Systeme bewegen sich dabei im Bereich von 4 ns (SPADARO ET AL. 2007) bis 500 ns (HOSE 2008). Eine Ausnahme bildet die Arbeit von VAN DER STRAETEN ET AL. (2016), bei der Laserstrahlung mit einer Pulsdauer von 6 ps eingesetzt wurde, um stochastische Strukturen für das Fügen mit Kunststoff zu erzeugen.

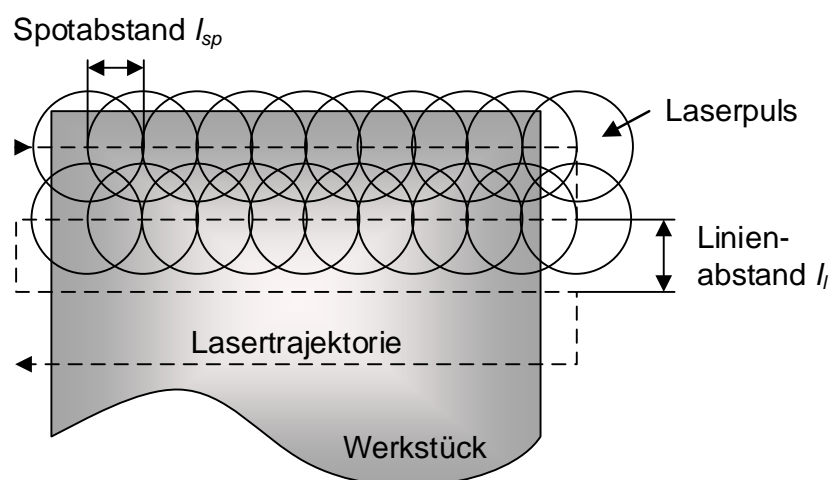


Abbildung 3-7: Darstellung des Bearbeitungsschemas zur Erzeugung stochastischer Strukturen mit gepulster Laserstrahlung in Anlehnung an RECHNER (2012)

Oberflächenbeschaffenheit

Bei der Bearbeitung des Werkstückes mit kurzgepulster Laserstrahlung wird ein thermischer Abtragsprozess initiiert. Unter Einfluss der absorbierten Strahlenergie erwärmt sich das Material lokal, schmilzt und verdampft (HÜGEL ET AL. 2009, S. 329). Infolgedessen verlässt ein Teil des Werkstoffes in Form von Schmelzetropfen oder Dampf die WWZ. Die im Werkstück deponierte Energiedichte nimmt in diesem Zusammenhang großen Einfluss auf die Modifikation der Oberflächentopographie des Substrates. Bei geringen, werkstoffabhängigen Laser-Energiedichten sind noch die einzelnen Schmelzkrater der Laserpulse auf dem Werkstück erkennbar. Ab einem materialabhängigen Schwellwert verschwimmen die einzelnen Schmelzkrater zu einer unregelmäßigen Mikrostruktur, die durch eine Aneinanderreihung von (Schmelze-)Tropfen gekennzeichnet ist. Die resultierende To-

pographie kann gezielt durch die Laserparameter beeinflusst werden. Hierbei bewirkt eine Steigerung der eingetragenen Energie auch eine Erhöhung der Oberflächenrauheit (RECHNER 2012, HOSE 2008). In RECHNER (2012) konnte eine stetige Zunahme des arithmetischen Mittenrauheitswertes Ra mit der Erhöhung der Energiedichte auf bis zu ca. $4 \mu\text{m}$ durch die Laserstrukturierung festgestellt werden. Im Vergleich hierzu wiesen die gebeizten ($Ra = 0,8 \mu\text{m}$) und anodisierten ($Ra = 0,9 \mu\text{m}$) Oberflächen dieser Experimente eine wesentlich geringere Rauheit auf.

Oxidstruktur und chemische Modifikation

Neben der Mikrostruktur verändert sich die auf den Metallen natürlich vorhandene Oxidschicht durch den Laserprozess. So wurde beispielsweise auf der Aluminiumoberfläche eine Härchenstruktur (sic) in unterschiedlichen Ausprägungen bei allen laserstrukturierten Proben identifiziert (RECHNER 2012). Diese Schicht, welche die Mikrostruktur flächig überlagert, zeigt Ähnlichkeit zu den mittels der Anodisierung in VENABLES (1984) erzeugten porösen Oxidschichten. Zu einer ähnlichen Erkenntnis gelangten auch SPADARO ET AL. (2007), die von Kugeln im Nanometerbereich auf dem Aluminium berichten. In diesem Zusammenhang wurde auch ein Vergleich zu anodisierten Proben nach SPADARO ET AL. (2006) durchgeführt. KURTOVIC (2014) verwendete für die Beschreibung den Begriff der Nanostruktur. Die Experimente von RECHNER (2012) zeigen, dass die Dicke der Oxidschicht mit der applizierten Laser-Energiedichte korreliert. Es bildete sich beispielsweise eine Oxidschicht auf der Aluminiumlegierung mit einer Stärke von ca. 300 nm durch die Laserstrukturierung aus, wobei zwischen einer porösen Deckschicht sowie einer ca. 30 nm dünnen Barrierschicht unterschieden wurde. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Härchenstruktur (sic) durch eine anschließende Wärmebehandlung mit einem defokussierten Laserstrahl weiter zunahm. Dies legt die Vermutung nahe, dass die Beschaffenheit der Oxidschicht maßgeblich durch thermische Effekte beeinflusst wird. KURTOVIC (2014) untergliederte die Oxidschicht auf der laservorbehandelten Titanoberfläche ebenfalls in zwei Bereiche (siehe *Abbildung 3-8*). Der untere Bereich in Substratnähe (2) besteht aus einem kompakten Oxid, wohingegen der obere Bereich (1) offenporiger und mit einer faserigen Struktur überzogen ist. Die laserinduzierten Nanostrukturen bewirken demnach eine erhebliche Vergrößerung der Probenoberfläche. RECHNER (2012) ermittelte die Oberflächenvergrößerung auf Aluminium mittels Weißlichtinterferometrie und stellte eine Steigerung auf das 2,2-Fache der Oberfläche fest.

Zusätzlich zur topographischen Modifikation der Oberfläche bewirkt der Laserprozess die Veränderung der chemischen Beschaffenheit. Ein Vergleich zwischen einer unbehandelten und der laserstrukturierten Oberfläche zeigt, dass bei letzterer die Kontaminationen signifikant reduziert werden konnte, wobei der Sauerstoffanteil stieg (KURTOVIC 2014). Die Laservorbehandlung führt folglich zur Reinigung und zur verstärkten Oxidation. Es wurde weiterhin festgestellt, dass durch die Laservorbehandlung eine dickere Oxidschicht entsteht, die eine höhere Korrosionsbeständigkeit zur Folge hat (HOSE 2008). Dies steht in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von RECHNER (2012), der zusätzlich herausfand, dass sich die Schicht auf der untersuchten Aluminiumlegierung vorrangig aus Aluminiumoxid (Al_2O_3) und geringen Anteilen weiterer oxidsicherer Legierungsanteile sowie Magnesiumoxid (MgO) zusammensetzt.

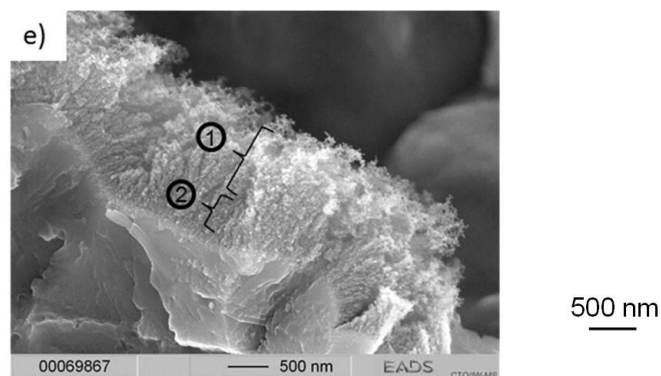


Abbildung 3-8: REM-Aufnahme der Oxidstruktur von Titan im Bruch (KURTOVIC 2014)

3.3.4 Abtragen und Erzeugung deterministischer Strukturen

Das zweite hier beschriebene Verfahren zur Laserstrukturierung bedient sich ebenfalls eines thermischen Abtragsprozesses. Jedoch weisen die Strukturen Dimensionen um die Größe des Laserstrahldurchmessers oder höher auf, sodass eine charakteristische Geometrie im Mikro- und/oder Makrobereich zu erkennen ist. Aus dem Stand der Forschung werden drei prinzipielle Strukturformen bzw. Strukturierungsprozesse ersichtlich. Hierbei kommt zum einen die gepulste Laserstrahlung zur Anwendung, um Bohrungen in das Werkstück einzubringen (siehe *Abbildung 3-9a*). Zur Erzeugung dieser Ausformungen wird beispielsweise eine äquidistante Anordnung der Brennflecke auf dem Werkstück gewählt und jede Vertiefung mehrfach belichtet. Durch die gezielte Variation der Prozessparameter wie der Pulsenergie E_p , der Anzahl an Belichtungen n_B sowie des Brennfleckdurchmessers d kann die Tiefe der Bohrung sowie die Kontur der Schmelzegräte mit

glatten oder scharfkantigen Formen eingestellt werden. Die kreisförmige und überlappende Anordnung von Einzelbohrungen führte nach GRAMSCH-KEMPKE (2013) zur Erhöhung der Bohrlochgröße auf den mehrfachen Brennfleckdurchmesser und zu Schmelzkraterhöhen von bis zu $70\ \mu\text{m}$.

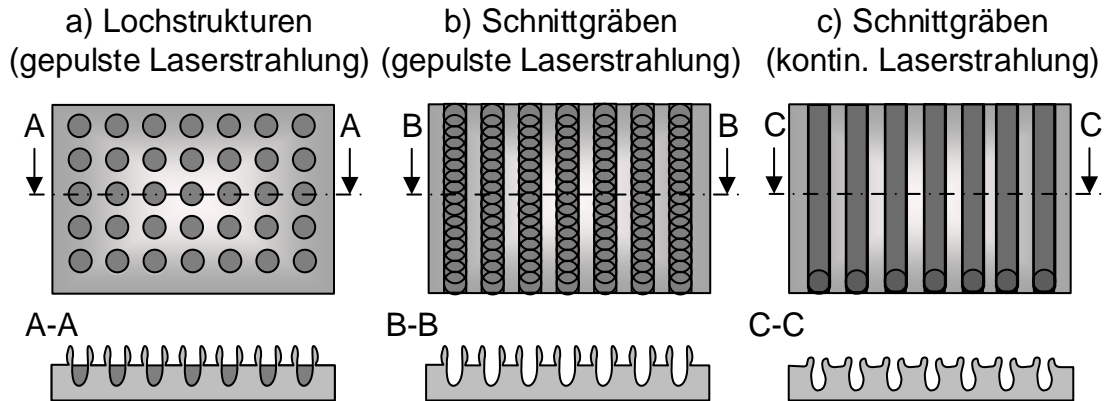


Abbildung 3-9: Bearbeitungsstrategien bei Erzeugung deterministischer Strukturen

Die gepulste Laserstrahlung wurde durch AMEND ET AL. (2013) hingegen eingesetzt, um Schnittgräben zu generieren. Dies erfolgte durch den Einsatz eines geringen Spotabstands l_{sp} und mehrfacher Belichtung auf dem Werkstoff, wobei der Linienabstand l_l den Brennfleckdurchmesser d im Vergleich zu der Darstellung in *Abbildung 3-7* wesentlich überstieg. Durch die Pulsüberlappung in der Fuge entstehen ein gleichmäßig ausgeformter Schnittgraben sowie ein charakteristischer Schmelzkrater am Grabenrand (siehe *Abbildung 3-9b*). Mit dem Ziel, die mechanische Verklammerung zum Kunststoff zu verbessern, wurden die Schnittgraben-tiefe und die -abstände variiert sowie beispielsweise neben parallelen auch gekreuzte Linienmuster eingesetzt (HOLTKAMP ET AL. 2010). Ein weiterer Ansatz ist es, die Einkopplung der Laserstrahlung in das Werkstück unter einem Winkel durchzuführen, sodass eine schräge Schnittfuge resultiert (RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. 2016). AMEND ET AL. (2014) identifizierten für die gepulste Strukturierung und Erzeugung von Schnittgräben eine Oberflächenvergrößerung auf das 3-Fache.

Ein weiteres Verfahren zur Erzeugung deterministischer Strukturen erfolgt unter Anwendung von Dauerstrich-Laserstrahlung (siehe *Abbildung 3-9c*), wobei es sich um einen modifizierten Remote-Abtragschneid-Prozess (RAC, engl. für Remote Ablation Cutting) handelt. Der Verdampfungsprozess und der daraus entstehende Rückstoßdruck beim RAC bewirken den Materialabtrag. Hierfür sind nach MUSIOL ET AL. (2011) hohe Vorschubgeschwindigkeiten im Bereich von einigen

Metern pro Sekunde sowie eine hohe Fokussierbarkeit des Brennfleckes erforderlich. Das Prozessregime ähnelt nach LÜTKE (2011) der Bearbeitung mittels gepulster Laserstrahlung, da sehr kurze Wechselwirkungszeiten im Bereich von Mikrosekunden auftreten. Dabei können Schnittgräben so geformt werden, dass der obere Teil der Struktur verengt ist, wodurch eine Hinterschneidung entsteht (RÖSNER 2014). Die Schnitttiefe je Überfahrt ist durch den Prozess begrenzt, weshalb in der Regel mehrfache Überfahrten, wie in RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. (2016) beschrieben, angewendet werden. In diesem Zusammenhang wird von Schnittfugenabständen zumeist im Bereich von 100 μm bis 600 μm (RÖSNER 2014) und -tiefen von einigen Mikrometern bis zu hunderten Mikrometern (FUCHS ET AL. 2014) berichtet. Neben parallelen Schnittfugen kamen auch gekreuzte Rillenarrangements zum Einsatz (ENGELMANN ET AL. 2015).

Die vorgestellten Verfahren zur Laserstrukturierung des Metalls beeinflussen die Mechanismen zur Bindung mit dem Kunststoff-Fügepartner wesentlich. Die hierbei wirkenden Bindemechanismen werden im Folgenden erläutert

3.4 Bindemechanismen

3.4.1 Allgemeines

Der thermoplastische Kunststoff und das Metall unterscheiden sich grundlegend im molekularen Aufbau. Die innere Festigkeit, die Kohäsion, wird bei dem Thermoplast durch verzweigte Polymerketten bewirkt. Im Gegensatz dazu bedingt beim Metall die metallische Bindung den Zusammenhalt der Atome. Die Verbundfestigkeit für diese Werkstoffpaarung ergibt sich in der Folge aus der Einzelfestigkeit der beteiligten Werkstoffe sowie aus der Festigkeit der in der Fugestelle vorhandenen Grenzschicht. Bei Belastung versagt die Verbindung, sobald das schwächste Einzelglied bricht. Als Bindungs- bzw. Adhäsionskräfte werden nach HABENICHT (2009, S. 315) die Kräfte definiert, die in der Grenzschicht wirken. Zur Herstellung fester Thermoplast-Metall-Verbindungen wird zumeist gezielt das Metall modifiziert. In diesem Zusammenhang werden für Klebeverbindungen und zur Beschreibung des Metalls nach *Abbildung 3-10* drei Arten von Oberflächen herangezogen. Diese sind die geometrische, die wahre sowie die wirksame Oberfläche. Die *geometrische Oberfläche* ergibt sich aus der gemessenen Fügefläche mit der Fügeteilbreite und der Überlappungslänge. Die *wahre Oberfläche*, auch als Mikrooberfläche bezeichnet, schließt die durch Rauheit vorhandene Vergrößerung

mit ein. Diese ist zum einen nur mit großem Aufwand messtechnisch erfassbar und spiegelt zum anderen für die fūgetechnische Anwendung nur einen theoretischen Begriff wider. Dies liegt daran, dass nicht die gesamte wahre Oberfläche, die zur Benetzung zur Verfügung steht, auch tatsächlich mit dem Kunststoff bedeckt wird. Demzufolge wird der Begriff der *wirksamen Oberfläche* genutzt. Hierbei handelt es sich um den Teil der Fläche, der tatsächlich mit Kunststoff benetzt wird und zur Verbundfestigkeit beiträgt (HABENICHT 2009, S. 304).

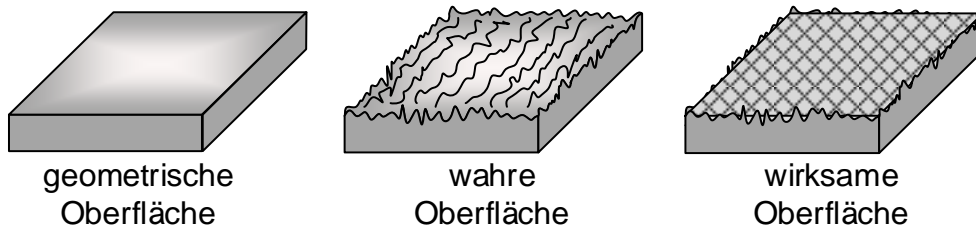


Abbildung 3-10: Arten von Oberflächen für die Kunststoff-Metall-Verbindung in Anlehnung an HABENICHT (2009)

Eine Grundvoraussetzung für eine hochfeste KMV ist folglich eine möglichst große wirksame Oberfläche. Dadurch können die Adhäsionskräfte wirken, welche nach HABENICHT (2009, S. 324) in die mechanische und die spezifische Adhäsion unterschieden werden. Die mechanische Adhäsion bezeichnet formschlüssige Verankerungen, die beispielsweise in Verbindung mit Poren, Kapillaren und Hinterschneidungen im Metall entstehen und durch den Kunststoff ausgefüllt werden können. Die spezifische Adhäsion beruht hingegen auf chemischen, physikalischen und thermodynamischen Mechanismen zur Bindung. Für Klebeverbindungen wird die spezifische Adhäsion als wesentliche Einflussgröße für hohe Verbundfestigkeiten gesehen. Für Thermoplast-Metall-Verbindungen zeigt der Forschungsstand jedoch eine vorwiegende Einflussnahme auf die mechanische Adhäsion. Diese Erkenntnisse werden im Folgenden dargestellt.

3.4.2 Mechanische Adhäsion

Die mechanische Adhäsion zwischen dem Kunststoff- und dem Metallbauteil beruht darauf, dass der Kunststoff während des Fūgevorgangs die im Metall vorhandenen Oberflächenstrukturen füllt. Dadurch entsteht nach dem Verfestigen des Kunststoffes ein Formschluss zwischen den Werkstoffen. Um die mechanische Adhäsion gezielt zu beeinflussen, finden u. a. die in *Abschnitt 3.3* beschriebenen

Verfahren zur Laserstrukturierung Einsatz. In Bezug auf die mechanische Adhäsion erfolgt die getrennte Betrachtung von deterministischen sowie stochastischen Strukturen.

Deterministische Strukturen

Um den Einfluss der deterministischen Strukturen auf die Verbundfestigkeit zu untersuchen, wurden gezielt die Geometrie sowie die Dichte der erzeugten Strukturen variiert. In diesem Zusammenhang konnte festgestellt werden, dass mit einer Erhöhung der Dichte, also mit Verringerung der Schnittgräben- oder der Bohrungsabstände, eine Erhöhung der Verbundfestigkeit einhergeht (RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. 2016). Dies kann durch die Vergrößerung der wirksamen Oberfläche begründet werden (AMEND ET AL. 2014). Dabei wurde kein Einfluss der Struktur- ausrichtung zur Belastungsrichtung für Biegebelastung (RÖSNER 2014), Scherzugbelastung (RÖSNER 2014) oder den Abzugsversuch (RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. 2016) festgestellt. RÖSNER (2014) untersuchte den Einfluss der Struktur- geometrie durch Variation der Hinterschneidung. Es zeigte sich, dass Hinterschneidungen eine Erhöhung der Festigkeit bewirken, hierfür aber der Anbindungs- querschnitt genügend groß sein muss. In RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. (2016) wurde zusätzlich der Einfluss von schräg ausgeformten Schnittgräben untersucht. Es konnte kein Effekt auf die mechanische Festigkeit durch diese Strukturform nachgewiesen werden. Die Struktur- tiefe beeinflusst die Festigkeit nicht gleichermaßen, wie dies bei der Struktur- dichte zu verzeichnen ist. Es wurde festgestellt, dass zum einen eine gewisse Struktur- tiefe erforderlich ist, um die mechanische Adhäsion positiv zu beeinflussen (RÖSNER 2014). Zum anderen ist ab einer prozess- und werkstoff- abhängigen Struktur- tiefe keine weitere Festigkeitszunahme erkennbar. Ein möglicher Grund liegt darin, dass der Kunststoff die Metalloberfläche nicht mehr vollständig benetzt, sodass Lufteinschlüsse in den Metallstrukturen zurück bleiben. Dies ist exemplarisch in AMEND ET AL. (2013) dargestellt.

Stochastische Strukturen

Die durch Laserstrahlung erzeugten stochastischen Strukturen weisen Strukturhöhen und -täler auf, die ebenfalls zur Ausbildung einer mechanischen Adhäsion führen können. Die stochastischen Strukturen wurden bis zum jetzigen Zeitpunkt fast ausschließlich an Klebeverbindungen angewendet. Für diese Verbindungen konnte kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der taktil gemessenen Rauheit und der Verbundfestigkeit beobachtet werden (HOSE 2008, RECHNER 2012). Die Begründung der Festigkeitssteigerung durch die Laserstrukturierung erfolgte maßgeblich anhand der Bildung der Oxidschicht. RECHNER (2012) berichtet in diesem

Zusammenhang, dass bei geringen Energieeinträgen durch die Laserstrahlung nur ein geringer Oxidzuwachs zu verzeichnen war und die Festigkeit aus der Oberflächenvergrößerung maßgeblich aus der Rauheit herrührte. Bei größerem Energieeintrag wurde hingegen ein Einfluss hin zum Oxidzuwachs verzeichnet. Der Effekt, den die Oxidschicht auf den Bindemechanismus ausübt, wurde maßgeblich der spezifischen Adhäsion zugeschrieben.

3.4.3 Spezifische Adhäsion

Die Grenzschicht zwischen dem Kunststoff und dem Metall ist messtechnisch aufgrund der schlechten Zugänglichkeit nur mit großem experimentellem Aufwand erfassbar. Zusätzlich besteht die Herausforderung, dass eine direkte Adhäsionsmessung nicht möglich ist. Aufgrund der Komplexität des Themengebietes existieren zahlreiche Modelle, die die wirkenden Mechanismen erklären, welche unter dem Begriff der spezifischen Adhäsion geführt werden. Es ist jedoch keine universelle Theorie vorhanden, die alle Erkenntnisse schlüssig vereint. Vielmehr handelt es sich nach dem aktuellen Stand des Wissens um ein Zusammenwirken mehrerer Effekte. Alle Theorien haben gemein, dass die Oberflächen bis auf wenige Nanometer Abstand gebracht werden müssen, damit die spezifische Adhäsion wirken kann. (HABENICHT 2009, S. 324)

Zu den Adhäsionstheorien zählt die Mikromorphologie der Oberfläche. Diese besagt, dass durch die Oxidstruktur auf dem Metall ein dreidimensionales System auf dem Substrat entsteht, welches zur wesentlichen Vergrößerung der Oberfläche und zur Ausbildung von reaktiven Stellen beiträgt. Hierfür wurde in HABENICHT (2009) der Begriff der Nano-Morphologie verwendet, den auch KURTOVIC (2014) für die durch die Laserstrahlung strukturierten Oberflächen nutzte. KURTOVIC (2014) untersuchte die Klebeverbindung von Titanoberflächen und beobachtete nach der Laserstrukturierung eine Oxidstruktur mit nanometergroßen Strukturen, die eine wesentliche Vergrößerung der Probenoberfläche bewirkt. In diesem Zusammenhang wurde nachgewiesen, dass der Klebstoff in die Nanostruktur eindringt und sich mechanisch verankert. Diese Erkenntnis geht einher mit der Adhäsionstheorie des mikromechanischen Formschlusses (HABENICHT 2009, S. 328). KURTOVIC (2014) ging davon aus, dass durch die erhöhte wirksame Oberfläche mehr chemische Bindungen ausgebildet werden. Zu ähnlichen Erkenntnissen kamen SPADARO ET AL. (2007), die die Klebeverbindung von laserstrukturierten Aluminiumoberflächen untersuchten. Hierbei wurde aufgrund der veränderten Mikro- und Nanomorphologie auf einen mechanischen Formschluss sowie eine chemische

Anbindung der Grenzflächen geschlossen. Eine chemische Bindung wurde auch von JUNG ET AL. (2013) und KATAYAMA & KAWAHITO (2008) zwischen dem Metalloxid und dem thermoplastischen Kunststoff postuliert.

JUNG ET AL. (2013) untersuchten die Fügezone zwischen einem kohlenstofffaser-verstärkten PA 6 und einer Aluminiumlegierung mit Hilfe einer TEM-Aufnahme (siehe *Abbildung 3-11a*). In der Fügezone zeigte sich ein kontinuierlicher Übergang der Elemente (*b*). Die Messpunkte P1 und P2 weisen typische Elementverteilungen für den Kunststoff, gekennzeichnet durch hohe Kohlenstoffanteile, auf. Daraufhin folgt ein Übergangsbereich in den Messpunkten P3 bis P5, der durch einen erhöhten Sauerstoff- sowie einen steigenden Aluminiumanteil gekennzeichnet ist. Dies lässt nach RECHNER (2012) auf die vorhandene Aluminium-Oxidschicht schließen. In den Messpunkten P6 und P7 sind fast ausschließlich Aluminium und ein stetig sinkender Sauerstoffanteil zu identifizieren. Folglich handelt es sich um das Aluminium-Substratmaterial.

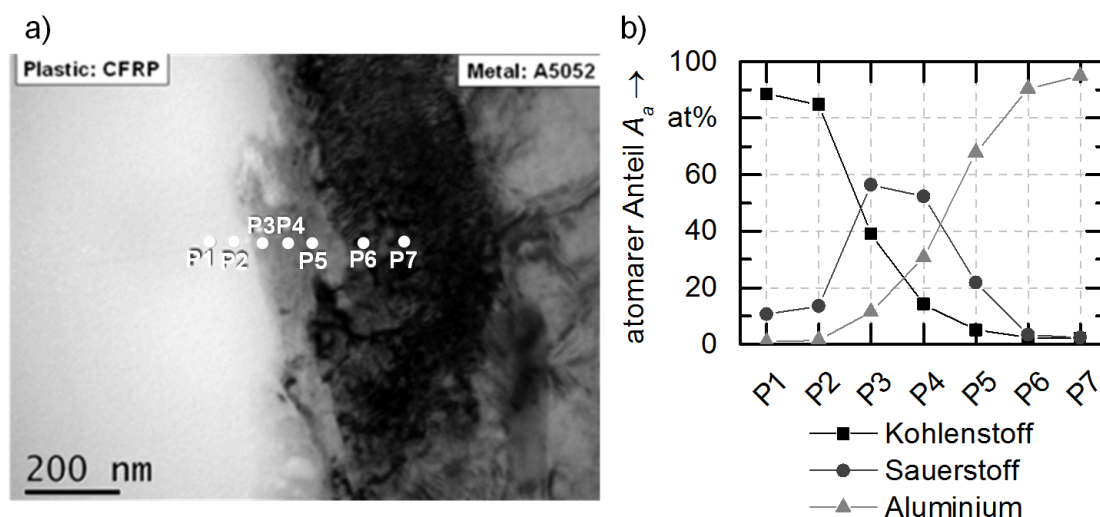


Abbildung 3-11: TEM-Aufnahme der Fügezone (a) mit den Messpunkten P1 bis P7 (JUNG ET AL. 2013) und chemische Zusammensetzung (b) repräsentativer Elemente in der Fügezone (nach JUNG ET AL. 2013)

JUNG ET AL. (2013), KATAYAMA & KAWAHITO (2008) sowie NIWA ET AL. (2007) schlussfolgerten aus der festgestellten Anbindung auf atomarer bzw. molekularer Ebene weiterhin, dass physikalische Bindungen wie z. B. Van-der-Waals-Kräfte vorhanden sein können. RECHNER (2012) variierte durch unterschiedliche Laserquellen und Prozessparameter sowie die Zufuhr von Prozessgas gezielt die mikro-

und nanoskopische Beschaffenheit der Metalloberfläche. In diesem Zusammenhang konnte eine zusätzliche Oberflächenvergrößerung mit höherer eingetragener Energiedichte festgestellt werden. Diese Oberflächenvergrößerung bewirkte allerdings keine weitere signifikante Festigkeitssteigerung. Als Grund für dieses Verhalten wurde aufgeführt, dass die Festigkeit des Klebstoffes erreicht war oder die wirksame Oberfläche nicht weiter gesteigert werden konnte. Hieraus kann abgeleitet werden, dass die Oberflächenstruktur in Abhängigkeit der Eigenschaften des Kunststoffes abgestimmt sein muss, sodass eine hinreichende Benetzung entsteht (HABENICHT 2009, S. 328). Neben den beschriebenen chemischen, physikalischen und mechanischen Bindungen ist der Reinigungseffekt durch Laserstrukturierung als zusätzlicher beeinflussender Faktor der Bindemechanismen zu nennen. Verunreinigungen werden in Folge des Laserprozesses reduziert, wodurch mehr Oxid zur Bindung mit dem Kunststoff zur Verfügung steht (KURTOVIC 2014).

Für den technischen Einsatz der KMV ist neben der anfänglichen Festigkeit der Verbindungen die während des Lebenszyklus und durch Umwelteinflüsse wie Temperaturwechsel oder Feuchtigkeit beeinflusste Haltbarkeit von Bedeutung.

3.4.4 Alterungsbeständigkeit

Auf Basis thermisch gefügter Verbindungen mit deterministischen Laser-Oberflächenstrukturen wurden durch AMEND ET AL. (2013) und RÖSNER (2014) zeitraumförende Klimawechseltests aus der Automobilindustrie mit kombinierter Feuchtigkeitsbelastung durchgeführt. AMEND ET AL. (2013) und RÖSNER (2014) stellten hierdurch einen Festigkeitsabfall um bis zu 50 % gegenüber der Ausgangsfestigkeit fest. Zum einen wurde diese Reduktion mit der Alterung des Kunststoffes und dem damit verbundenen Festigkeitsabfall begründet (AMEND ET AL. 2013). Zum anderen sind die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Werkstoffe sowie durch den Temperatureintrag induzierte Bauteilspannungen aufgeführt (RÖSNER 2014). Das Bruchverhalten änderte sich nach dem Klimawechseltest vom Fügeteilbruch des Kunststoffes hin zum Versagen der Grenzschicht (AMEND ET AL. 2013). SCHEIK (2016) führte den Rückgang der Verbundfestigkeit nach Temperaturwechselbeanspruchung auf die Feuchtigkeitsaufnahme des Kunststoffes sowie die Diffusion von Feuchtigkeit in die Grenzfläche zurück. Bezüglich der Alterungsbeständigkeit von Klebeverbindungen ist bekannt, dass diese maßgeblich von der Umweltbeständigkeit des auf der Metalloberfläche gebildeten Oxids abhängig ist. Durch das Eindringen von Feuchtigkeit wandelt sich die Oxidschicht

in weniger stabile Hydroxidformen um. Das hydratisierte Material haftet schwächer am Substrat – eine Ablösung des Oxids ist die Folge (VENABLES 1984). Dies stellte auch RECHNER (2012) in seinen Untersuchungen zum Kleben von laservorbehandelten Aluminiumoberflächen fest. Durch die Zugabe der Prozessgase Helium und Stickstoff wurde im Vergleich zur Strukturierung unter Luft eine zunehmende Mikrorauheit auf der Oberfläche generiert. Die unter Helium- und Stickstoffatmosphäre strukturierten Proben wiesen eine vernachlässigbare Festigkeitsabnahme bei dem durchgeführten Klimawechseltest auf. Im Gegensatz dazu zeigten die unter Luftatmosphäre behandelten Proben einen Rückgang um bis zu 25 %. Dieses Verhalten wurde außer auf die Oxidschicht auch auf die zugenommene Mikrorauheit zurückgeführt, die das Eindringen von Feuchtigkeit in die Grenzschicht verhindert.

3.5 Zusammenfassung

Das laserbasierte thermische Fügen kann in zwei Verfahrensvarianten ausgeführt werden. Hierbei zeichnet sich das Wärmeleitungsfügen gegenüber dem Durchstrahlfügen dadurch aus, dass keine Transparenz des Kunststoffes für die Laserstrahlung erforderlich ist. Infolgedessen können faserverstärkte Kunststoffe mit hohen Faservolumenanteilen, wie innerhalb dieser Arbeit betrachtet, auf diese Weise gefügt werden. Die Bestrahlungsstrategie des Quasisimultanfügens ermöglicht durch den Einsatz von Scanner-Optiken eine hohe Flexibilität und Komplexität bezüglich des Fügeprofils (Naht). Zusätzlich sind Bauteiltoleranzen durch das Abschmelzen des Kunststoffes ausgleichbar. Beim Quasisimultanfügen muss der Fügedruck an die Prozessrandbedingungen angepasst werden. Hierfür hat sich nach dem derzeitigen Stand der Forschung ein zeitlich variables Profil des Drucks als vorteilhaft erwiesen. Bis zum Aufschmelzen des Kunststoffes wird ein erhöhter Druck appliziert, um die Wärmeleitung zwischen den Fügepartnern zu fördern. Ein verstärktes Austreiben des Kunststoffes während des Fügens kann durch eine rechtzeitige Reduktion des Drucks verhindert werden. Während der Abkühlung wird dem Volumenschumpf des Kunststoffes durch eine erneute Druckerhöhung entgegen gewirkt. Die Temperatur ist neben dem Druck der Hauptprozessparameter für das thermische Fügen, wobei bezüglich der Wahl des Parameters ein Zielkonflikt besteht. Zum einen ist eine möglichst hohe Fügetemperatur anzustreben, um eine geringe Viskosität der Kunststoffschmelze und eine gute Metallstrukturfüllung zu ermöglichen. Dem entgegen steht die Zersetzung des Kunststoffes, die mit steigender Temperatur beschleunigt abläuft. Ab einer werkstoffabhängigen

Temperatur ist eine Blasenbildung im Kunststoff nahe der Fügezone zu beobachten. Die Frage, inwiefern der Gasdruck, der durch die expandierenden Blasen entsteht, die Festigkeit der KMV beeinflusst, ist noch nicht abschließend geklärt. Einerseits führt das Gas zu einem erhöhten Schmelzedruck auf die Metalloberfläche, der die Benetzung der Metalloberfläche fördert. Demgegenüber steht die verkleinerte wirksame Oberfläche aufgrund der Blasen. Wie die Temperatur während der Abkühlung zu führen ist, bleibt ebenfalls offen. Es könnte sowohl mit kurzen Abkühl dauern als auch mit Nachheizprozessen eine Verbesserung der Festigkeit des Verbundes bewirkt werden.

Einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit der KMV nimmt die Oberflächenvorbehandlung des metallischen Fügepartners. In diesem Zusammenhang zeichnet sich die Laserstrukturierung gegenüber den Referenzverfahren durch die Umweltfreundlichkeit, eine geringe Werkzeugabnutzung sowie die Flexibilität bezüglich der Werkstoffe und Strukturformen aus. Durch die Laserstrukturierung sind ferner Strukturen in der Höhe von Nanometern bis zu einigen Millimetern erzeugbar. Hierbei kann in die stochastischen sowie die deterministischen Strukturen unterschieden werden. Die stochastischen Strukturen sind ausschließlich mittels gepulster Laserstrahlung erzeugbar. Bei der Strukturierung mit dieser Laserstrahlung bildet sich eine mit Schmelzespritzern charakteristische Topographie mit Strukturhöhen im Mikrometerbereich. Zum anderen formiert sich eine poröse Oxidschicht auf dem Metall, die eine Ausprägung im Nanometerbereich aufweist. Der Prozess bewirkt zusätzlich eine chemische Modifikation der metallischen Oberfläche. Offen bleibt jedoch, wie die Mikrostruktur und die Oxidschicht bei der Strukturierung mit gepulster Laserstrahlung gezielt durch die Prozessparameter beeinflusst werden können. Die deterministischen Strukturen können sowohl mittels Dauerstrich- als auch mittels gepulster Laserstrahlung erzeugt werden. Dabei kommt zumeist ein thermischer Abtragsprozess zum Einsatz, bei dem sowohl Bohrungen als auch Schnittgräben in das Metall eingebracht werden. Durch den Abtrag des Materials kann eine Vergrößerung der geometrischen Oberfläche erzielt werden. Darüber hinaus bildet sich eine zusätzliche Verklammerung mit dem Kunststoff durch die mögliche Ausführung von Struktur-Hinterschneidungen aus.

Die Verbundfestigkeit der KMV wird maßgeblich durch die Festigkeit der Grenzschicht zwischen den Fügepartnern beeinflusst. Hierauf kann gezielt durch die Laserstrukturierung des metallischen Fügepartners Einfluss genommen werden. So verbessern deterministische Strukturen die mechanische Adhäsion durch eingebrachte Schnittgräben oder durch Bohrungen sowie durch Hinterschneidungen. Für stochastische Strukturen, die bis zum jetzigen Zeitpunkt fast ausschließlich für

Klebeverbindungen Anwendung fanden, konnte hingegen kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Oberflächenrauheit und der Verbundfestigkeit beobachtet werden. Die erhöhte Festigkeit wurde für diese Strukturform maßgeblich auf die Oxidbildung zurückgeführt – der Einfluss der Mikrostruktur bleibt offen. Die durch den Laserprozess gebildete Oxidschicht beeinflusst demnach die spezifische Adhäsion aufgrund der wesentlichen Vergrößerung der Oberfläche und der Ausbildung von reaktiven Stellen. Außerdem wird postuliert, dass chemische Bindungen zwischen dem Metalloxid und dem Kunststoff entstehen sowie physikalische Kräfte wirken.

Für Thermoplast-Metall-Verbindungen und deterministische Oberflächenstrukturen wurden teils große Festigkeitsabfälle um 50 % im Vergleich zur Ausgangsfestigkeit bei Temperatur- und Feuchtigkeitsbelastung gemessen. Ein möglicher Grund hierfür liegt in der Alterung des Kunststoffes sowie in den induzierten Materialspannungen, die während des Fügeprozesses auftreten. Durch das Eindringen von Wasser in die Fugestelle bilden sich darüber hinaus Hydroxide, welche die Oxidschicht und folglich den Verbund schwächen. Geklebte Verbindungen mit stochastischen Strukturen wiesen im Gegensatz zu den deterministischen teilweise einen kaum identifizierbaren Festigkeitsabfall auf. Wie sich die Mikrostruktur auf die Beständigkeit der thermisch gefügten KMV gegenüber einem Alterungsprozess auswirkt, ist noch nicht abschließend geklärt.

4 Forschungsansatz

4.1 Allgemeines

Die im vorherigen Kapitel dargestellten Arbeiten zeigen die bisherigen Erkenntnisse sowie die Lücken im Wissensstand auf. Zu Beginn des vorliegenden Kapitels erfolgt daher die Identifikation des Handlungsbedarfs, der sich aus der Zielsetzung ableitet, die Verbindungsfestigkeit von KMV durch die Oberflächenstrukturierung mittels Laserstrahlung zu erhöhen. Der Handlungsbedarf stellt daraufhin die Grundlage für die Formulierung der wissenschaftlichen Zielsetzung dar. Abschließend werden die methodischen Schritte vorgestellt, die das Vorgehen zum angestrebten Erkenntnisgewinn abbilden.

4.2 Handlungsbedarf

Die Forschungsarbeiten zur Laserstrukturierung der Metalloberfläche zeigen die Prozessvarianten auf, welche für das Kleben und das thermische Fügen von KMV zur Verbesserung der Verbundfestigkeit angewendet werden. In diesem Zusammenhang hat sich die Erzeugung stochastischer Strukturen mittels gepulster Laserstrahlung für die Anwendung beim Kleben als geeignetes und vielfach untersuchtes Verfahren erwiesen. Das Potential dieses Strukturierungsprozesses für das thermische Fügen ist jedoch bis jetzt noch nicht erschlossen. Im Vergleich zum Kleben gelten für das thermische Fügen andere Randbedingungen aufgrund des thermoplastischen Kunststoffes, welcher im Vergleich zum Klebstoff, der in der Regel auf einem Duroplast basiert, grundlegend verschiedene Werkstoffeigenschaften aufweist. Darüber hinaus kann der Strukturierungsprozess über mehrere Parameter beeinflusst werden, deren Einfluss auf die Strukturausbildung aktuell nicht bekannt ist. Dementsprechend ist eine Grundvoraussetzung für weitere Untersuchungen eine eingehende Charakterisierung der Oberflächenbeschaffenheit des metallischen Fügepartners, die sich in Abhängigkeit der Prozessführung der Laserstrukturierung ausbildet.

Die festigkeitssteigernde Wirkung des Laserprozesses wurde für die Klebeverbindung maßgeblich auf die metallische Oxidschicht zurückgeführt. Die gegenwärtigen Ansätze zur Funktionalisierung der Oberfläche für thermisch gefügte Thermo- plast-Metall-Verbunde zielen hingegen darauf ab, die Mikrobeschaffenheit der

Oberfläche zu beeinflussen und somit die mechanische Adhäsion zu verbessern. Unter diesem Aspekt stellt sich die Frage, zu welchem Anteil die Mikrobeschaffenheit sowie die Oxidschicht zur Verbundfestigkeit zwischen dem thermoplastischen Kunststoff und Metall beitragen. Hierbei spielt auch die Veränderung der Widerstandsfähigkeit gegenüber Alterung in Abhängigkeit der Oberfläche eine maßgebliche Rolle.

Aus dem Stand der Forschung lässt sich außerdem ableiten, dass der Druck und die Temperatur wesentliche Prozessparameter für das thermische Fügen sind. Diese Parameter müssen wiederum spezifisch in Abhängigkeit der Fügepartner-Werkstoffe und der Prozessführung angepasst werden, um eine hohe Verbundqualität bewirken zu können. In diesem Zusammenhang bedarf es der Identifikation der geeigneten Führung des Fügedrucks und der -temperatur, speziell für den CFRTP, über die Prozessphasen hinweg. Ein besonderes Augenmerk muss auf den Abkühlprozess sowie die hiermit einhergehende Bildung von Blasen gelegt werden. Über deren Einfluss auf die KMV herrschen derzeit gegensätzliche Meinungen in der Literatur. Die innerhalb dieser Arbeit eingesetzte quasisimultane Prozessführung ist durch die mehrfache Überfahrt des Laser-Brennflecks über den metallischen Fügepartner unter Einsatz einer Scanner-Optik gekennzeichnet. Hierbei ist die Kontur (Lasertrajektorie) spezifisch an den Fügepartner anzupassen, damit eine geeignete Temperaturverteilung im Werkstück erzielt wird. Zur Befähigung des laserbasierten thermischen Fügens bedarf es dementsprechend einer Methode für die Festlegung dieser von den Werkstücken abhängigen Lasertrajektorie. Aus den genannten Handlungsfeldern geht im weiteren Schritt die Zielsetzung der wissenschaftlichen Auseinandersetzung hervor.

4.3 Zielsetzung

Das Ziel dieser wissenschaftlichen Arbeit ist es, das Prozessverständnis zur Strukturierung mittels gepulster Laserstrahlung für das thermische Fügen von Aluminium mit CFRTP zu vertiefen.

Hierzu bedarf es im ersten Schritt der Kenntnis darüber, wie sich die Oberfläche des metallischen Fügepartners in Abhängigkeit der Prozessführung bei der Laserstrukturierung ausbildet. Darauf aufbauend soll umfassendes Verständnis zu der Frage gewonnen werden, welche Führung von Druck und Temperatur über die Phasen des Fügeprozesses hinweg eine hohe Festigkeit für die Werkstoffpaarung hervorruft. Die so gewonnenen Erkenntnisse werden genutzt, um zu erläutern, wie

sich die Laserstrukturierung auf die Festigkeit des hybriden Verbundes auswirkt. Um in diesem Zusammenhang einen Beitrag des laserbasierten Fügeprozesses im industriellen Einsatz zu ermöglichen, wird eine modellbasierte Vorgehensweise vorgestellt, welche die Kontur der Lasertrajektorie für beliebige Werkstücke zu optimieren erlaubt. Zur Abschätzung des technologischen und wirtschaftlichen Potentials des thermischen Fügens gegenüber dem Referenzverfahren des Klebens soll ein Technologiedemonstrator angewendet werden.

4.4 Wissenschaftliches Vorgehen

Das methodische Vorgehen beinhaltet im ersten Schritt in *Kapitel 5* die Vorstellung der Versuchsumgebung. Nach einer Beschreibung der verwendeten Versuchswerkstoffe werden daraufhin die Versuchsanlage des thermischen Fügens sowie die Methoden zur Analyse und zur Prüfung der KMV beschrieben. Auf dieser Basis kann das Prozessverständnis erweitert werden. Der Aufbau von Prozessverständnis gliedert sich entsprechend dem in *Abbildung 4-1* dargestellten Vorgehensmodell in fünf wesentliche Handlungsfelder, denen jeweils ein Kapitel gewidmet ist. Hierbei werden zunächst experimentelle Untersuchungen in den *Kapiteln 6* bis *8* beschrieben, welche die notwendigen Grundlagen zum Prozess vermitteln. Die Erkenntnisse daraus können daraufhin eingesetzt werden, um mit der Modellierung (*Kapitel 9*) und der Bewertung (*Kapitel 10*) einen Beitrag für die Anwendung des Fügeprozesses sowie der Laserstrukturierung zu gewährleisten.



Abbildung 4-1: Vorgehensmodell der wissenschaftlichen Arbeit

Innerhalb des *Kapitels 6* ist die Frage zu beantworten, wie sich die Oberflächenmorphologie auf dem Aluminium in Abhängigkeit der Laser-Prozessparameter ändert. Hierfür wurden die Prozessparameter methodisch variiert und es wird mittels geeigneter Analytik deren Auswirkung auf die mikroskopische Oberflächenstruktur und die sich bildende Oxidschicht erfasst. Unter anderem kam ein Ätzprozess zum Einsatz, durch welchen die Oxidschicht abgetragen wird. Dies ermöglicht die Untersuchung des Einflusses von Mikrostruktur und Oxidschicht auf die mechanischen Eigenschaften des hybriden Verbundes in *Kapitel 8*.

Anhand der in *Kapitel 7* beschriebenen Versuchsreihen zur Führung der Temperatur und des Drucks werden das Prozessverständnis erarbeitet und die Voraussetzungen für die Untersuchungen in *Kapitel 8* geschaffen. Hierfür erfolgt zunächst die getrennte Betrachtung der Parameter in Bezug auf die Zielgröße der mechanischen Festigkeit. Die Verbundqualität soll am Beispiel der Festigkeit und der Bruchflächen in Abhängigkeit der maximalen Temperatur beim Fügen sowie der Temperaturführung beim Abkühlvorgang beurteilt werden. Daraufhin schließt sich die empirische Untersuchung des Fügedrucks mit einer Variation dieses Parameters über die Prozessphasen an. Abschließend wird dargestellt, inwieweit Druck und Temperatur miteinander wechselwirken.

Die Erfassung des Einflusses der Laserstrukturierung auf die KMV findet in *Kapitel 8* statt. Unter Zuhilfenahme der Charakterisierung nach *Kapitel 6* werden die durchgeführten Festigkeitsprüfungen und die resultierenden Bruchflächen in Abhängigkeit der Oberflächen analysiert. Durch die gezielt abgetragenen Oxidschichten ist abschätzbar, welche Wirkung die mechanische und die spezifische Adhäsion auf den Verbund ausüben. Darüber hinaus werden die Veränderungen der Verbundeigenschaften durch einen Klimawechseltest quantifiziert. Aus der Untersuchung können durchgängige Erkenntnisse über die geeignete Ausführung der Oberflächenstrukturierung für das thermische Fügen abgeleitet werden.

Die Vorstellung eines Modells zur Auslegung der Lasertrajektorie in *Kapitel 9* leistet einen Beitrag zur Anwendung des Fügeverfahrens. Um den örtlichen Temperatureintrag zu bestimmen, wurde mit Hilfe numerischer Methoden eine Optimierungsmöglichkeit umgesetzt, welche die geeignete geometrische Bestimmung der Lasertrajektorie unter dem Aspekt einer geringen Temperaturdifferenz in der Fügefläche ermöglicht. Ausgehend von einem Klebprozess wird in *Kapitel 10* der technologische und wirtschaftliche Vergleich zu dem thermischen Fügeprozess vorgenommen. Dies leistet einen wichtigen Beitrag zur Beurteilung des industriellen Potentials der Füge-technologie.

5 Versuchsumgebung

5.1 Allgemeines

Um die in *Kapitel 4* aufgestellte Zielsetzung zu erfüllen, wurden experimentelle Untersuchungen zur Laserstrukturierung sowie zum thermischen Fügen durchgeführt. In diesem Kapitel erfolgt die Beschreibung der hierfür eingesetzten Systemtechnik, der untersuchten Werkstoffe sowie der Prozessparameter. Darüber hinaus werden die Analysemethoden, welche für die Beurteilung der Versuche eingesetzt wurden, vorgestellt.

5.2 Werkstoffe

Die Prozessuntersuchungen fanden mit einem glasfaserverstärkten Thermoplast-Laminat auf Basis von PA 6 statt. Das 2 mm dicke Material wird durch die *BASF SE* unter dem Namen *Ultralaminat B3WG13 WR01* (BASF SE 2013) vertrieben und ist mit einem Gewebe einer Köperbindung aufgemacht. Zudem enthält es einen Fasermassenanteil ψ von 63 %. Im weiteren Verlauf der vorliegenden wissenschaftlichen Arbeit wird dieser Werkstoff als PA 6 GF60 bezeichnet. Die resultierenden Eigenschaften des PA 6 GF60 sind in *Tabelle 2-3, S. 27* aufgelistet. Als metallischer Fügepartner kam ein 2 mm dickes und gewalztes Plattenmaterial der Aluminiumlegierung EN-AW6082 zum Einsatz, welche innerhalb von *Abschnitt 2.4.1, S. 22* spezifiziert wurde.

5.3 Gepulste Laserstrukturierung

5.3.1 Prozessführung

Das Ziel der Laserstrukturierung in der vorliegenden Arbeit ist die Erzeugung von stochastischen Strukturen nach *Abschnitt 3.3.3, S. 47*. Hierfür wurde eine mäanderförmige Bearbeitungsstrategie nach *Abbildung 3-7, S. 48* eingesetzt. Dementsprechend erfolgte die Einstellung äquidistanter Spotabstände l_{sp} bzw. Pulsüberlappungen \ddot{U}_P in horizontaler Strukturierungsrichtung nach *Gleichung (2-8), S. 11*. In vertikaler Richtung wurde der Linienabstand l_l gleich dem Spotabstand l_{sp} gewählt.

5.3.2 Laserstrahlquelle

Bei dem verwendeten gepulsten Faserlasersystem *Powerline F20* der *Rofin-Sinar Technologies Inc.* besteht das aktive Medium aus einer mit Ytterbium dotierten Glasfaser. Die Strahlführung bewerkstelligt ein 2D-Scanner-System mit einem f-Theta-Objektiv der Brennweite 160 mm. Hierdurch kann ein Bearbeitungsfeld mit einer Kantenlänge von 120 mm abgedeckt werden. Die technischen Daten des im infraroten Spektrum emittierenden Lasersystems sind in *Tabelle 5-1* aufgelistet.

Tabelle 5-1: Technische Daten des Lasersystems Powerline F20 der Rofin-Sinar Technologies Inc.

Technische Daten	Formelzeichen	Wert	Einheit
Wellenlänge	λ	1064	nm
mittlere Leistung	P_L	20	W
Pulsdauer	t_P	100	ns
Repetitionsrate	f_{rep}	20–100	kHz
Fokusbrenndurchmesser	$d_f, 86\%$	≈ 50	μm
Beugungsmaßzahl	M^2	$\approx 2,0$	-

5.3.3 Strukturierungsparameter

Unter der Vorgabe, dass die Probenoberfläche in der Fokusebene liegt, ergeben sich drei wesentliche Laserparameter beim Strukturierungsprozess. Diese Parameter nehmen Einfluss auf das Ergebnis der OVB und wurden innerhalb der experimentellen Untersuchungen gezielt variiert. Es handelt sich hierbei um die Pulsenergie E_P , den Spotabstand l_{sp} sowie die Anzahl der Belichtungen n_B . Die angewendeten Stufen dieser Parameter sind in *Tabelle 5-2* dargestellt. Für die Untersuchung wurde die Repetitionsrate mit $f_{rep} = 20$ kHz gewählt, wodurch sich bei der Laserstrahlquelle nach *Gleichung (2-6)* eine maximale Pulsenergie mit $E_P = 1,0$ mJ ergibt. Diese wird bei Verringerung der Laserleistung P_L auf 10 W auf $E_P = 0,5$ mJ reduziert.

Da in der Fokusslage der Brennfleckdurchmesser d_f von $50 \mu\text{m}$ vorgegeben ist, lässt sich nach *Gleichung (2-8)* der in *Tabelle 5-2* dargestellte Zusammenhang zwischen der Pulsüberlappung \ddot{U}_P und dem Spotabstand l_{sp} ableiten.

Tabelle 5-2: Parameterstufen für die Laserstrukturierung

Laserleistung P_L / Pulsenergie E_P	Pulsüberlappung \ddot{U}_P / Spotabstand l_{sp}	Belichtungen n_B
10 W / 0,5 mJ	80 % / 10 μm	1
20 W / 1,0 mJ	60 % / 20 μm	2
	40 % / 30 μm	5

Zur Analyse der Laserstrukturierung wurde die Energiedichte H schrittweise variiert, wobei jedem Energiewert ein definierter Parameter der Pulsenergie E_P , des Spotabstands l_{sp} und der Belichtungen n_B zugeordnet ist. Durch die Variation dieser Parameter ergeben sich auf dem Werkstück nach Gleichung (2-10) deponierte Energiedichten H von 56 J/cm² bis 5000 J/cm² (siehe Tabelle 5-3). Alle Fügeverbindungen in der vorliegenden Arbeit, für die keine Laserstrukturierung separat angegeben ist, wurden unter den Standard-Einstellungen ($H = 500$ J/cm²) metallseitig laserstrukturiert. Dies gilt im Besonderen für die Untersuchungen in Kapitel 7.

Tabelle 5-3: Parametereinstellungen für die Laserstrukturierung
(*Standard-Einstellung)

Nr.	Energiedichte H in J/cm ²	Pulsenergie E_P in mJ	Spotabstand l_{sp} in μm	Belichtungen n_B	Ätzdauer t_a in s
1	56	0,5	30	1	20
2	111	1,0	30	1	20
3	125	0,5	20	1	20
4	278	0,5	30	5	30
5*	500*	1,0*	20*	2*	45
6	556	1,0	30	5	20
7	625	0,5	20	5	60
8	1000	0,5	10	2	55
9	1250	1,0	20	5	60
10	2000	1,0	10	2	95
11	2500	0,5	10	5	80
12	5000	1,0	10	5	110

5.3.4 Entfernung der Oxidschicht durch Ätzen

Durch die Laserstrukturierung wird nach *Abschnitt 3.3.3, S. 47* eine mikrorauhe Oberfläche sowie eine erhöhte Oxidbildung bewirkt. Für die Untersuchung des Einflusses der Oxidschicht auf die Verbindungseigenschaften zum thermoplastischen Kunststoff in *Kapitel 8* war es notwendig, diese Schicht gezielt zu entfernen und gleichzeitig die mikroskopische Beschaffenheit der Metalloberfläche nicht zu beeinflussen. Zur Abtragung der Oxidschicht kam ein Ätzprozess zum Einsatz, dessen Dauer für den jeweiligen Laserstrukturierungs-Parameter iterativ ermittelt wurde. Mit Hilfe der REM konnte das Abtragen der Oxidschicht infolge des Ätzvorgangs überprüft werden (siehe *Abschnitt 6.3.2, S. 85*). Für den Ätzprozess kam eine 10-prozentige Natronlauge (NaOH) zur Anwendung. Nach dem Ätzvorgang wurden die Proben mit Ethanol über eine Minute hinweg in einem Ultraschallbad gereinigt und anschließend mit Aceton abgespült. Die iterativ ermittelten Ätzdauern t_a in Abhängigkeit der Laserparameter sind ebenfalls in *Tabelle 5-3* aufgezeigt.

5.4 Quasisimultanes laserbasiertes thermisches Fügen

5.4.1 Versuchsstand

Die Versuche zum quasisimultanen laserbasierten thermischen Fügen fanden mit dem in *Abbildung 5-1a* dargestellten Versuchsstand statt. Der Kunststoff-Fügepartner befindet sich in dieser Einrichtung auf einem Hubtisch, welcher auf einem geführten Pneumatik-Zylinder gelagert ist. Durch die Pneumatik erfolgt eine stufenlose Regelung des Fügedrucks p und des Fügeweges s_d zwischen dem Kunststoff- und dem Metall-Fügepartner, wobei ein potentiometrischer Wegsensor für die Aufzeichnung eingesetzt wurde. Im Falle einer Druck-Applikation fährt der Hubtisch mit dem aufgelegten Kunststoff-Fügepartner gegen das überlappende Aluminiumbauteil, welches in einer Maske eingespannt ist. Durch die in z -Richtung geöffnete Maske ist das Aluminiumbauteil für die Laserstrahlung sowie für eine konvektive Luftkühlung zugänglich (*b*). Die Kühldüse diente hierbei der Beeinflussung des Abkühlvorgangs.

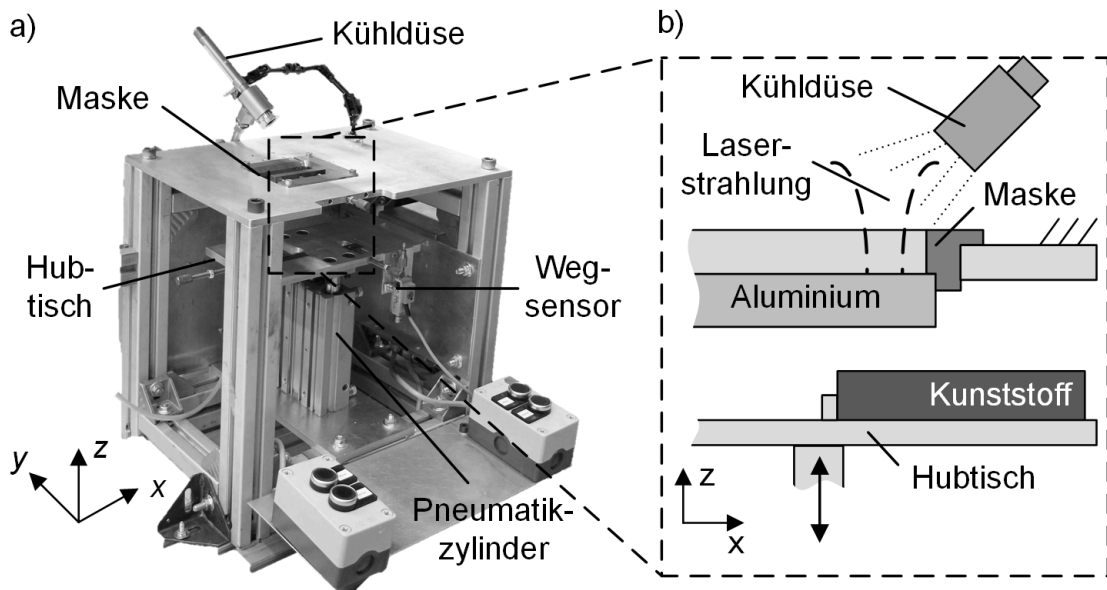


Abbildung 5-1: Fügestand zum quasisimultanen thermischen Fügen (a) und schematische Darstellung der Probenaufnahme im Fügestand (b)

5.4.2 Laserstrahlquelle

Die für das thermische Fügen eingesetzte Strahlquelle (*YLR-3000 SM*) der *IPG Photonics Corporation* emittiert einen SM-Laserstrahl im infraroten Spektrum ($\lambda = 1070 \text{ nm}$). Bei der in Verbindung mit der Strahlquelle genutzten Optik handelt es sich um einen 3D-fähigen Scanner (*Elephant 50*) der *Arges GmbH*. Tabelle 5-4 gibt die Spezifikationen dieser Systemtechnik wieder.

Durch das Lasersystem kann ein Fokusdurchmesser d_f von $50 \mu\text{m}$ bei einer Rayleighlänge z_R von ca. 1 mm erreicht werden. Für die Versuche wurde der Brennfleckdurchmesser durch eine Verschiebung der z-Achse um 50 mm auf $d(50 \text{ mm}) \approx 2,5 \text{ mm}$ vergrößert. Hierdurch konnte der Intensitätsbereich des Aufheizens bei den hier angewendeten Laserleistungen gewährleistet werden (siehe Abschnitt 2.2.4, S. 12), welcher für die Ausführung des thermischen Fügens notwendig ist. Die maximale Kantenlänge des Scanfeldes des Lasersystems beträgt 350 mm .

Tabelle 5-4: Technische Daten des Lasersystems mit der Strahlquelle YLR-3000 SM der IPG Laser GmbH und der Scanner-Optik Elephant 50 der Arges GmbH

Technische Daten	Formelzeichen	Wert	Einheit
Wellenlänge	λ	1070	nm
Leistung	P_L	3000	W
Fokusbereich	$d_f, 86\%$	≈ 50	μm
Rayleighlänge	z_r	$\approx 1,0$	mm
Beugungsmaßzahl	M^2	$\approx 1,3$	-
Vorschub	v_L	max. 10	m/s

5.4.3 Prozessphasen

In der vorliegenden Arbeit wird das quasisimultane laserbasierte Wärmeleitungs-fügen betrachtet, bei dem die Strahlung metallseitig in den überlappenden Verbund eingekoppelt ist. Dieser Fügeprozess kann nach *Abbildung 5-2* in die drei Prozessphasen des Erwärmens, des Fügens und der Konsolidierung untergliedert werden. Diese Phasen sind im Folgenden beschrieben.

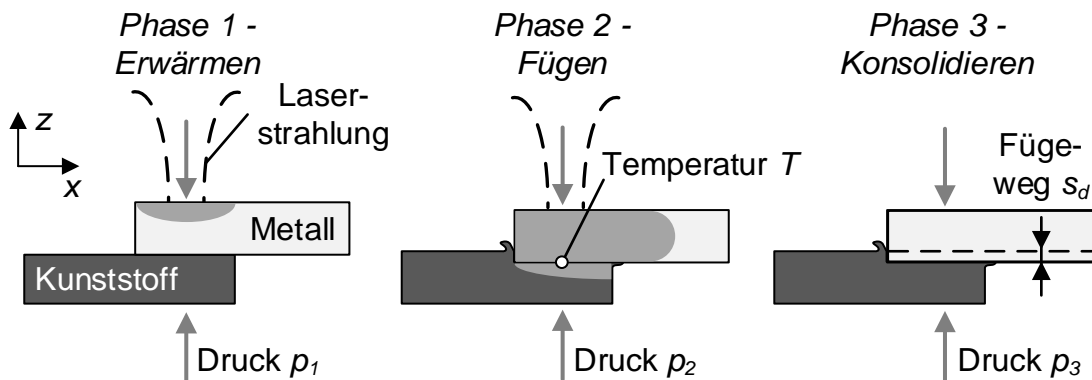


Abbildung 5-2: Prozessphasen des quasisimultanen thermischen Fügeprozesses

In *Phase 1 (Erwärmen)* erfolgt die Erwärmung des metallischen Fügepartners durch die applizierte Laserstrahlung über die Schmelztemperatur T_M des Kunststoff-Fügepartners hinaus, bis die Fügetemperatur T_F erreicht ist. Aufgrund der Erwärmung der Fügepartner findet trotz des aufgebracht Drucks (p_1) eine messbare Ausdehnung der Proben statt, die in einem negativen Fügeweg s_d resultiert (siehe *Abbildung 5-3*). Sobald die Schmelztemperatur des Kunststoffes erreicht ist, wird

der metallische Fügepartner aufgrund des Fügedrucks (p_2) in den Kunststoff eingedrückt, was zu einer Zunahme des Fügewegs s_d führt. Diese *Phase 2 (Fügen)* findet dementsprechend oberhalb der Schmelztemperatur T_M des Kunststoffes statt. Durch die Abschaltung der Laserstrahlung wird der Energieeintrag in die Fügepartner beendet und es schließt sich *Phase 3 (Konsolidieren)* an, welche den Abkühlprozess bildet. Aufgrund der auch unterhalb der Schmelztemperatur T_M vorhandenen Viskosität des Kunststoffes führt der Druck (p_3) während der Konsolidierung zu einem weiteren Eindringen des Metalls in den viskosen Kunststoff, bis die Glasübergangstemperatur T_g unterschritten wird. Dieser somit fortschreitende Fügeweg s_d ergibt sich aus der Überlagerung des Schrumpfens der Fügepartner sowie der Abkühlung.

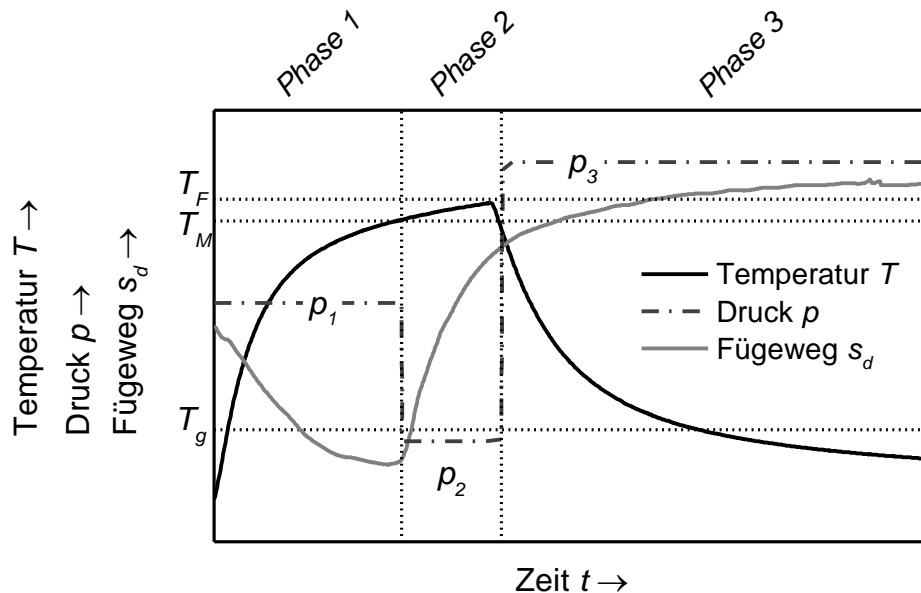


Abbildung 5-3: Exemplarischer Verlauf des zeitabhängigen Temperaturverlaufs und des Fügeweges für den quasisimultanen Fügeprozess mit der Al-PA-6-GF60-Verbindung

5.4.4 Fügeparameter

Die mittels Laserstrahlung örtlich eingetragene Energie folgte einer elliptischen Trajektorie nach *Abbildung 5-4*, S. 74. Diese Geometrie wurde zunächst durch experimentelle Voruntersuchungen festgelegt und lieferte im untersuchten Parameterbereich eine Temperaturdifferenz $\Delta T < 35$ K auf der Fügefläche (siehe *Abbildung 9-13*, S. 136, I_{Ellipse}). Diese Temperaturdifferenz befindet sich innerhalb des geeigneten Temperaturbereichs für die Verarbeitung des PA 6 nach *Tabelle 2-4*, S. 30. Die Laserleistung P_L während des Heizvorgangs betrug

1000 W, wobei ein Vorschub v_L des Laser-Brennflecks von 1000 mm/s realisiert wurde. Bei dieser Vorschubgeschwindigkeit umläuft der Brennfleck die Ellipse mehrmals innerhalb einer Sekunde, wodurch von einem quasisimultanen Fügeprozess auszugehen ist. Darüber hinaus bewegt sich die Streckenenergie E_S und die Intensität der Laserstrahlung I_L in einem Bereich, in dem kein Aufschmelzen der Aluminiumlegierung stattfindet. Durch die vorgenommene Einstellung der Fügeparameter ergab sich für die Probengeometrie eine Aufheizdauer t_h von ca. 25 s für das Erhitzen von Raumtemperatur bis zur Fügetemperatur T_F (238 °C). Für die Untersuchungen zum thermischen Fügen (siehe *Kapitel 7*) wurden die Fügetemperatur T_F , der Fügedruck p und die Abkühlzeit t_k innerhalb der in *Tabelle 5-5* angegebenen Stufen gezielt variiert. Die Fügetemperatur T_F wurde mittig auf der Überlappungsfläche zwischen dem Kunststoff und dem Metall gemessen (siehe *Abbildung 5-2*). Der Fügedruck p gibt hierbei den Wert wieder, welcher in der Überlappungsfläche wirkte, wobei dieser aufgrund der Systemtechnik nur in den Grenzen zwischen 3,5 bar und 13,2 bar variiert werden konnte. Bei der Abkühlzeit t_k handelt es sich um die Dauer, die die Proben benötigen, um in der Fügefläche von der Schmelztemperatur T_M auf die Glasübergangstemperatur T_g abzukühlen. Hierbei entspricht eine Abkühlzeit t_k von 41,3 s einer Kühlung bei Raumtemperatur und durch freie Konvektion. Für kürzere Abkühlzeiten wurde mit einem kalten Luftstrom gekühlt, für längere Abkühlzeiten hingegen kam ein gezieltes nachträgliches Heizen mit verminderter Laserleistung zum Einsatz. Die resultierenden Temperaturverläufe zu den Kühlzeiten sind in *Abbildung A-1, S. 175* dargestellt. Sofern nicht abweichend angegeben, wurden alle Fügeversuche unter der Standard-Einstellung nach *Tabelle 5-5* durchgeführt.

*Tabelle 5-5: Parameterstufen für das thermische Fügen
(*Standard-Einstellung)*

Fügetemperatur $T_{Füge}$ in °C	Fügedruck p in bar	Abkühlzeit t_k in s
218	3,5	12
228	6,0	19
238*	8,3*	41*
248	10,8	55
258	13,2	80

5.5 Analyse- und Prüfmethoden

5.5.1 Analyse der Oberflächen

Einen wesentlichen Bestandteil dieser Arbeit stellt die Charakterisierung der mittels Laserstrahlung strukturierten metallischen Oberflächen sowie der Bruchflächen des hybriden Verbundes dar. Hierfür kamen die LM, die CLSM, die REM, die XPS sowie die Gasadsorption zum Einsatz, deren prinzipielle Funktionsweise bereits in *Abschnitt 2.5.4, S. 33* beschrieben wurde.

In den vorliegenden Untersuchungen erfolgten die XPS-Messungen mit dem Mikroskop *Versa Probe II* der *Physical Electronics Inc.* Die mit Isopropanol in einem Ultraschallbad gereinigten Aluminium-Probenoberflächen wurden in einem Ultrahochvakuum mit einem Röntgenstrahl einer monochromatischen Al-K α -Röntgenquelle bestrahlt, der eine Photonenenergie von 1486,7 eV bei einer Leistung von 24,6 W besitzt. Hierbei wurde mit einem Brennfleckdurchmesser von 100 μm unter einem 45°-Winkel gearbeitet.

Die Oberflächentopographien wurden an einem CLSM der *Keyence AG* (VK9710) unter einem Objektiv mit 50-facher Vergrößerung durchgeführt und mittels der Software *VK-Analyzer* (Version 2.4.0.0) verarbeitet. Daraus konnten die mittlere Rauheit Ra^1 sowie die Strukturhöhen Z_t bestimmt werden. Die mittels CLSM ermittelte Oberflächenvergrößerung A_O bezieht sich hierbei auf den Wert, der bei der laserstrukturierten im Vergleich zu einer unbehandelten Metallprobe gemessen wurde.

Anhand der DIN ISO 9277 erfolgte die Bestimmung der Oberflächengröße durch die Gasadsorption mit Krypton als Prozessgas. Die Probenkammer wurde hierfür vollständig mit 1 mm dicken und beidseitig strukturierten Metallzuschnitten gefüllt. Die in *Abschnitt 6.2.3, S. 82* angegebene Oberflächenvergrößerung A_O bezieht sich, wie auch bei der CLSM, auf eine unbehandelte Metallprobe als Vergleichsmaßstab.

LM und REM fanden Einsatz, um die laserstrukturierten metallischen Oberflächen sowie die Bruchflächen der thermisch gefügten Kunststoff-Metall-Proben abzubilden. Die mechanische Festigkeit dieser Proben wurde durch die Zugscherprüfung ermittelt.

¹Angabe der mittleren Rauheit Ra in Anlehnung an DIN EN ISO 4287

5.5.2 Zugscherprüfung

Die Prüfung der mechanischen Bauteileigenschaften soll aufzeigen, inwiefern sich die Bedingungen des Fügeprozesses und der Laserstrukturierung auf den hybriden Werkstoffverbund auswirken. Hierfür wurde der Zugscherversuch in Anlehnung an DIN EN 1465 ausgewählt, welcher zu den Methoden der statischen Prüfung zählt. Aufgrund der einfachen Durchführbarkeit sowie der gleichzeitig hohen Aussagekraft kommt dieser Versuch häufig zur Anwendung (HABENICHT 2009, S. 780). Bei dieser Prüfung werden sich einschnittig überlappende Verbindungen durch eine parallel zu deren Hauptachse wirkende Zugkraft (siehe *Abbildung 5-4*) bis zur Zerstörung belastet, wobei in der vorliegenden Anwendung die Zugprüfmaschine Z020 der Zwick Roell AG eingesetzt wurde.

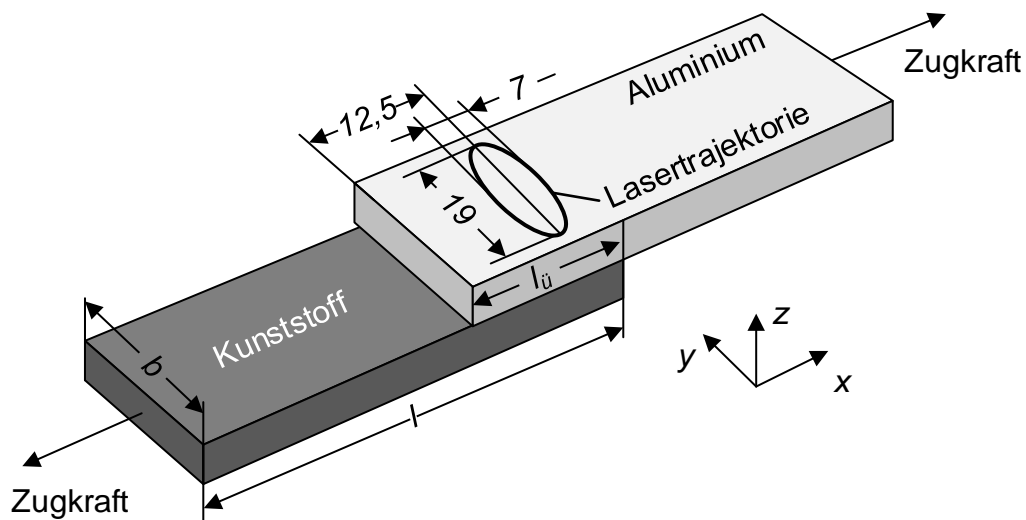


Abbildung 5-4: Einschnittig sich überlappende Proben für die Zugscherprüfung mit Darstellung der Lasertrajektorie zum Fügen

Die bei diesem Verfahren bestimmte Zugscherfestigkeit bzw. Zugscherspannung τ_b berechnet sich über den Quotienten aus der ermittelten höchsten Zugkraft F_{max} und der Überlappungsfläche, welche sich aus der Fügeteilbreite b sowie der Überlappungslänge $l_{\ddot{u}}$ zusammensetzt:

$$\tau_b = \frac{F_{max}}{l_{\ddot{u}} \cdot b} \quad (5-1)$$

Nach DIN EN 1465 wurde die Probenlänge mit $l = 100$ mm, die Probenbreite mit $b = 25$ mm sowie die Überlappungslänge mit $l_{\ddot{u}} = 12,5$ mm gewählt. Alle ermittelten Festigkeitswerte, welche im Verlauf der Arbeit dargestellt sind, setzen sich aus mindestens fünf Einzelmessungen zusammen, aus denen ein Mittelwert sowie ein

Fehlerbalken (Standardabweichung) anhand des Vertrauensbereichs von 68 % errechnet wurden.

5.5.3 Klimawechseltest

Das Verhalten der KMV unter Alterung wurde mit Hilfe eines Klimawechseltests untersucht. Hierfür wurden die Proben zunächst in einen Klimawechseltest ausgelagert und daraufhin in die Zugscherprüfung gegeben. Angelehnt an die Werksvorschrift BMW PR 308.2 erfolgte die zeitraffende Alterung in einem Temperaturbereich von -30 °C bis $+90\text{ °C}$ bei einer relativen Luftfeuchtigkeit ϕ zwischen 0 % und 80 %. Diese Prüfvorschrift dient der konzerninternen Absicherung und der Freigabe von Klebeverbindungen im Rahmen von Neuentwicklungen sowie konstruktiven Änderungen an Bauteilen und fand aufgrund der Nähe zum Klebprozess für die thermisch gefügte Verbindung Anwendung. Die realisierte Zyklusdauer betrug im Gegensatz zur Prüfvorschrift nur acht Stunden, wobei jeweils zwei Haltephasen bei $T = 90\text{ °C}$ und $\phi = 80\%$ sowie $T = -30\text{ °C}$ über 2 Stunden hinweg realisiert wurden (siehe *Abbildung 5-5*). Unter 15 Wiederholungen des Zyklus ergab sich somit eine Gesamtprüfdauer von 120 Stunden je Probe.

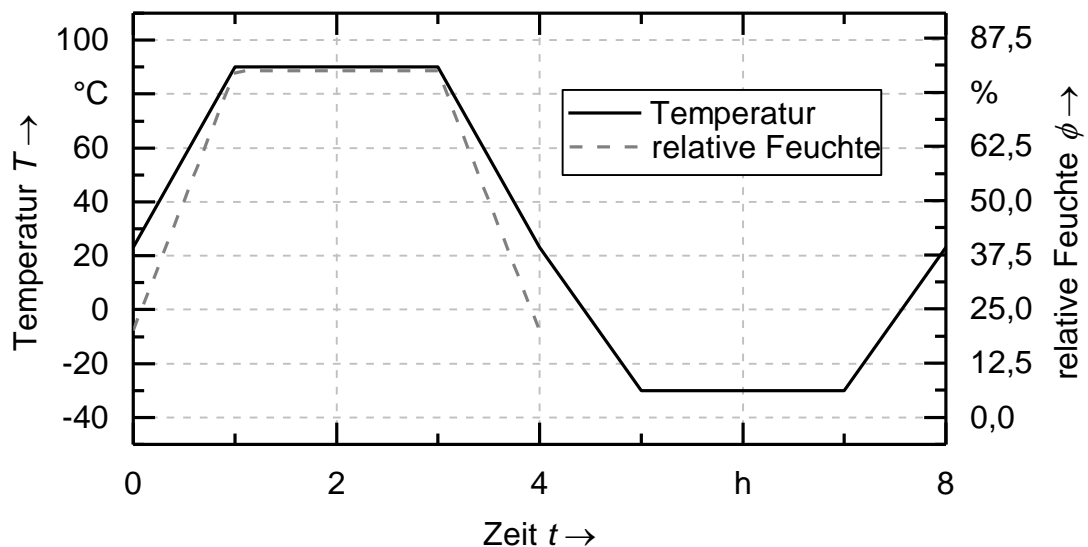


Abbildung 5-5: Einzelner Zyklus des Klimawechseltests in Anlehnung an die Werksvorschrift BMW PR308.2

5.5.4 Thermografie

Für die Validierung und Verifikation der modellierten Lasertrajektorien (siehe *Kapitel 9, S. 121*) wurden die Temperaturen auf den metallischen Bauteilen während der Erwärmung mit einer Wärmebildkamera (WBK) der *FLIR Systems Inc.* des Typs *SC5000* aufgezeichnet. Dies erforderte die Kalibrierung der WBK, um die zugehörigen Temperaturen aus den aufgezeichneten Intensitäten des Kamerasystems zu erhalten. Hierfür kam der in *Anhang A.2, S. 175*, dargestellte Versuchsaufbau zur Anwendung, wobei die Intensitäten für ein geschwärztes Blech ermittelt wurden. Die Einstellung definierter Temperaturen des Blechs zur Kalibrierung erfolgte innerhalb eines Ofens. Alle Wärmebilder und Temperaturverläufe auf den Fügeflächen sind unter Zuhilfenahme der geschwärzten Oberflächen entstanden.

5.6 Zusammenfassung

Die beschriebene Versuchsumgebung diente als Basis für die in den folgenden *Kapiteln 6 bis 9* dargestellten experimentellen Untersuchungen. Hierfür erfolgte die Vorstellung der mäanderförmigen Bearbeitungsstrategie unter Einsatz des gepulsten Lasersystems. Die eingetragene Energiedichte H zum Strukturieren wurde durch die Variation der Parameter Spotabstand l_{sp} , Pulsenergie E_p und Anzahl der Belichtungen n_B gezielt angepasst. Dadurch wurden unterschiedlich geartete mikrorauhe Oberflächenstrukturen mit einer überlagerten Oxidschicht auf dem Metall erzeugt. Diese Oxidschicht lässt sich für einen Teil der Proben unter dem beschriebenen Ätzprozess definiert abtragen. Der vorgestellte Versuchstand ermöglicht das thermische Fügen des Kunststoffes PA 6 GF60 mit der Aluminiumlegierung EN-AW6082. Hierbei konnte das quasisimultane thermische Fügen mit den drei Prozessphasen Erwärmen, Fügen und Konsolidieren umgesetzt werden. Die mechanische Festigkeit der erzeugten Fügeverbindung wurde mit der Zugscherprüfung für nicht gealterte und durch einen Klimawechseltest belastete Proben quantifiziert. Für die Analyse der Oberflächen kamen verschiedene Verfahren wie die REM, die CLSM und weitere zum Einsatz, deren Messeinstellungen und Anwendungen vorgestellt wurden. Mit Hilfe der Thermografie konnte die Temperaturverteilung für die Erwärmungsversuche bestimmt werden.

6 Laserstrukturierung und Charakterisierung der Oberfläche

6.1 Allgemeines

Das vorliegende Kapitel leitet nach *Abbildung 4-1, S. 63*, den experimentellen Teil dieser Arbeit ein. Es wird der Einfluss der Laserstrukturierung auf die Oberflächenbeschaffenheit des Aluminiums dargestellt, wobei die Untersuchung der erzeugten Strukturen unter dem Einsatz verschiedener Methoden stattfand, welche in *Abschnitt 2.5, S. 31*, und *Abschnitt 5.5.1, S. 73*, beschrieben sind. Neben der Laserstrukturierung wurde ein zusätzlicher Ätzprozess auf den Proben durchgeführt. Dieser Prozess diente der Untersuchung des Einflusses der Oxidschicht auf den hybriden Werkstoffverbund (siehe *Abschnitt 8.3, S. 114*). Unter Zuhilfenahme der Analysemethoden wurde die Oberflächenmodifikation in Abhängigkeit der Strukturierungsparameter untersucht. Dieser Vorgang wird nachfolgend beschrieben. Wie schon aus den Betrachtungen zum Stand der Forschung bekannt, verändert der Energieeintrag durch die Laserstrahlung die Beschaffenheit des Aluminiums. Die Laserstrukturierung bewirkt, wie schematisch in *Abbildung 6-1* dargestellt, dementsprechend eine veränderte Oxidschicht sowie eine mikrorauhe Oberfläche.

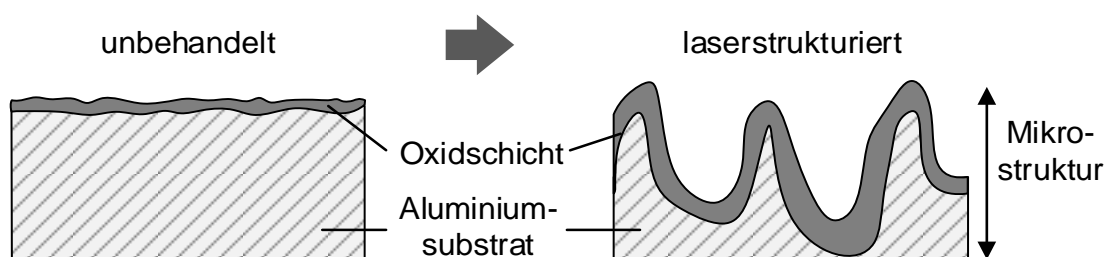


Abbildung 6-1: Schematische Darstellung der Modifikation von Mikrostruktur und Oxidschicht durch den Laserstrukturierungsprozess

Auch REM-Aufnahmen nach *Abbildung 6-2* belegen eine deutliche Veränderung der Oberfläche durch den Laserprozess. Die hierin erkennbare Riefenstruktur auf dem unbehandelten und gewalzten Blech verschwindet vollständig. Um innerhalb des *Kapitels 8* den Einfluss der mechanischen und der spezifischen Adhäsion auf den Verbund beurteilen zu können, wird die Auswirkung der Prozessführung für die Mikrostruktur und die Oxidschicht getrennt betrachtet.

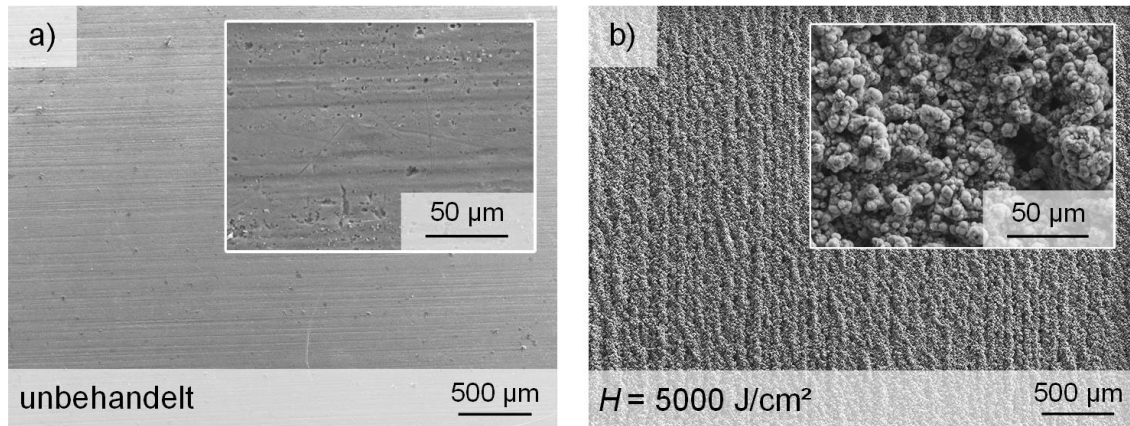


Abbildung 6-2: REM-Aufnahme einer unbehandelten (a) im Vergleich mit einer laserstrukturierten Oberfläche (b)

6.2 Mikrostruktur

Für die Beurteilung der topographischen Beschaffenheit des laserstrukturierten Aluminiums kamen die CLSM sowie die REM zum Einsatz. Die CLSM wurde darüber hinaus angewendet, um die mittlere Rauheit Ra der Oberflächen zu quantifizieren. Hierdurch konnte eine Oberflächenvergrößerung A_O errechnet werden. Diese wurde den mittels Gasadsorption gemessenen Werten gegenüber gestellt.

6.2.1 Topographie und Strukturhöhe

In *Abbildung 6-3* ist die Oberflächentopographie für drei Energieeinträge im untersuchten Parameterbereich dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Mikrostruktur mit zunehmender Energiedichte H immer deutlicher ausgeprägt wird. Bei niedrigen Einträgen (a) bestimmen überwiegend Schmelzespritzer die Gestalt der Oberfläche. Bei mittleren Energien (b) bilden sich zunehmend Hügel und Täler aus, welche mit Schmelzespritzern überlagert sind. Für den höchsten Energieeintrag ergeben sich bereits Strukturhöhen von der höchsten Spitze bis zur niedrigsten Senke im Bereich um $Z_t = 90 \text{ µm}$ (c).

Die Veränderung des Energieeintrages wurde in der vorgestellten Untersuchung durch die Variation der Pulsenergie E_P , des Spotabstands l_{sp} sowie der Anzahl an Belichtungen n_B realisiert. Hierbei wirken sich die drei Strukturierungsparameter unterschiedlich stark auf die Ausbildung der Mikrostruktur aus. Dies soll im Folgenden anhand eines ausgewählten Vergleiches näher beschrieben werden.

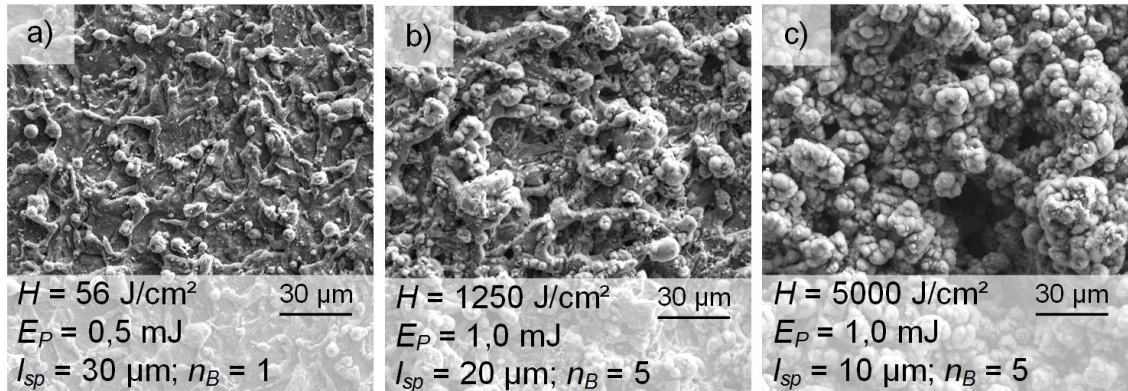


Abbildung 6-3: REM-Aufnahmen: Veränderung der Mikrostruktur mit zunehmender Energiedichte H

Die Oxidschicht wird im untersuchten Parameterbereich wesentlich durch die Höhe der Pulsenergie E_P sowie durch den Spotabstand l_{sp} bestimmt. Die Anzahl an Belichtungen n_B hat hierbei einen geringeren Einfluss auf die Oxidschicht. Ein Beispiel für diesen Sachverhalt stellt *Abbildung 6-4* für mittlere Energiedichten dar. Gleiches zeigt sich auch für höhere Energiedichten (siehe *Anhang A.3, S. 176*).

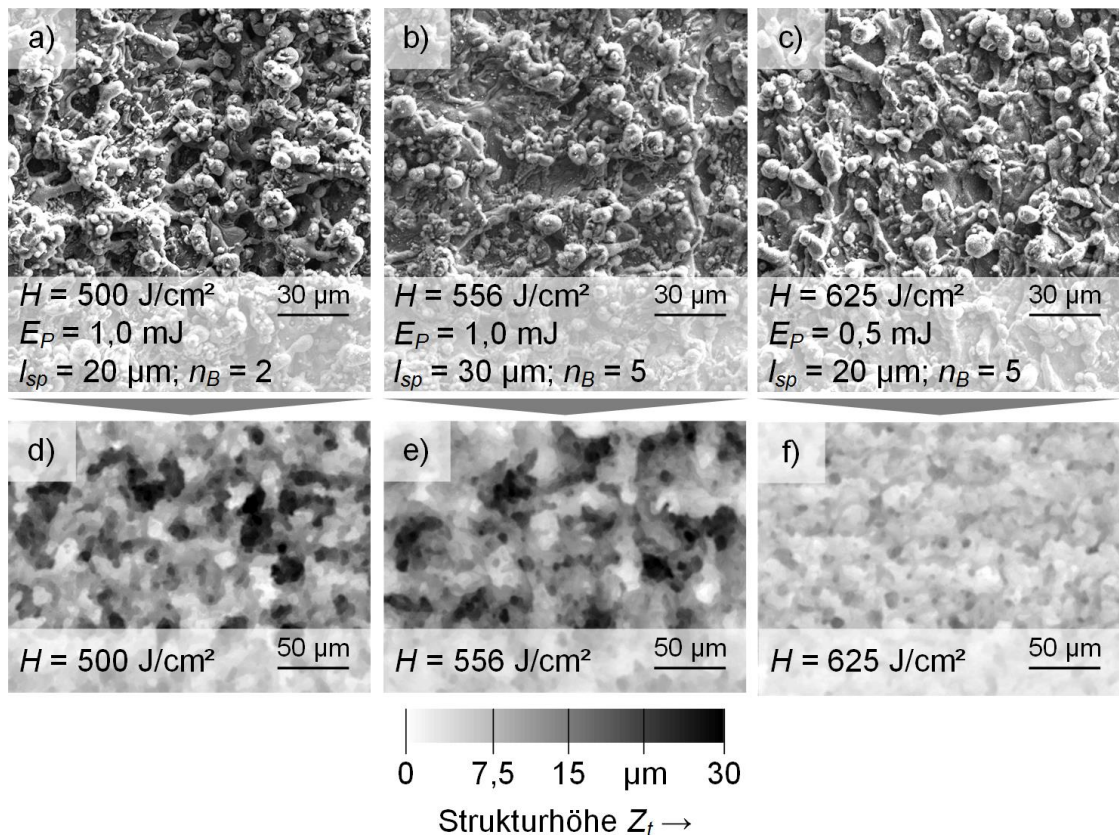


Abbildung 6-4: REM- und CLSM-Aufnahmen: Vergleich laserstrukturierter Oberflächen mit den Energiedichten $H = 500 \text{ J/cm}^2$ (a, d), $H = 556 \text{ J/cm}^2$ (b, e) und $H = 625 \text{ J/cm}^2$ (c, f)

Hierbei wurden die Oberflächen mit ähnlichen Energiedichten H unter Einsatz verschiedener Strukturierungsparameter beaufschlagt. Wie aus *Abbildung 6-4* ersichtlich ist, weist der geringste Energieeintrag ($H = 500 \text{ J/cm}^2$), welcher mit einer hohen Pulsenergie ($E_P = 1,0 \text{ mJ}$) sowie einem mittleren Spotabstand ($l_{sp} = 20 \text{ }\mu\text{m}$) erzeugt wurde, die deutlichste Mikrostruktur (a, d) mit Strukturhöhen Z_t bis zu $30 \text{ }\mu\text{m}$ auf. Eine vergleichbare Struktur bildet sich für einen erhöhten Spotabstand ($s_a = 30 \text{ }\mu\text{m}$) bei gleichbleibender Pulsenergie E_P (b, e) aus. Die am wenigsten ausgeprägte Struktur ergab sich durch eine Energiedichte von $H = 625 \text{ J/cm}^2$ (c, f). Trotz der fünffachen Belichtung ist das Berg-Tal-Verhältnis am geringsten ausgeprägt. Dies kann mit der geringeren Pulsenergie ($E_P = 0,5 \text{ mJ}$) sowie dem hohen Spotabstand ($l_{sp} = 30 \text{ }\mu\text{m}$) begründet werden. Die fünffache Belichtung ($n_B = 5$) scheint sich in diesem Zusammenhang nicht wesentlich auf die Mikrostruktur auszuwirken.

6.2.2 Rauheit

Die mittels REM- und CLSM-Untersuchung ermittelten Zusammenhänge spiegeln sich auch in der mittleren Rauheit Ra wider, welche anhand von fünf Linienprofilen auf der CLSM-Messung errechnet wurde. Hieraus konnte ein Mittelwert sowie ein Fehlerbalken mit Standardabweichung erzeugt werden. Die gemessenen Rauheitswerte Ra sind für die laserstrukturierten Proben in *Abbildung 6-5* über der Energiedichte H aufgetragen. Hierbei wurden Parametersätze mit gleicher Pulsenergie E_P und gleichem Spotabstand l_{sp} , jedoch verschiedener Anzahl an Belichtungen n_B durch eine Linie verbunden. Dadurch ist der Einfluss der Belichtungsanzahl auf die Mikrostruktur erkennbar. Als Vergleich diente eine unbehandelte und gewalzte Blechoberfläche nach *Abbildung 6-2a*, welche eine mittlere Rauheit von $Ra = 0,5 \text{ }\mu\text{m}$ aufwies. Es zeigte sich, dass jede Art von Laserstrukturierung eine gesteigerte mittlere Rauheit Ra bewirkt. Hierbei nahm die Rauheit im Allgemeinen mit steigender Energiedichte zu. Eine Erhöhung der Zahl an Belichtungen bei sonst gleichen Strukturierungsparametern bewirkte in diesem Zusammenhang nur bei dem geringsten Spotabstand ($l_{sp} = 10 \text{ }\mu\text{m}$) und bei der höchsten Pulsenergie ($E_P = 1,0 \text{ mJ}$) eine signifikant ausgeprägte Mikrostruktur. Alle übrigen Parameter wiesen dieses Ergebnis nicht oder nur geringfügig auf.

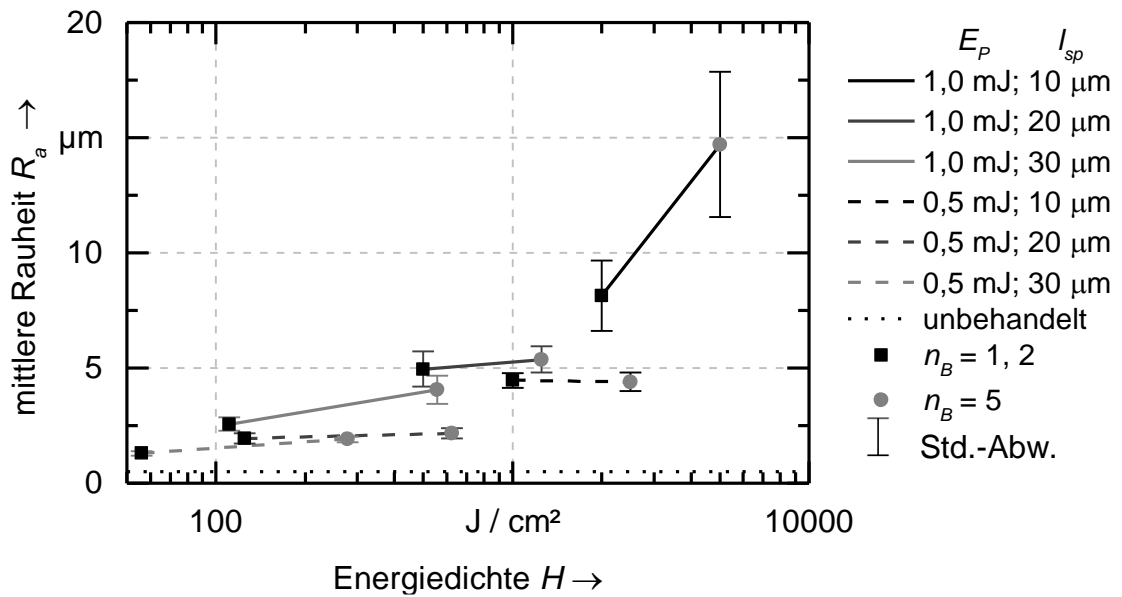


Abbildung 6-5: Mittlere Rauheit R_a für strukturierte Oberflächen verschiedener Energiedichten H im Vergleich zur unbehandelten Oberfläche (HECKERT ET AL. 2015)

Die Pulsenergie E_p sowie der Spotabstand l_{sp} führten gegenüber der Belichtungsanzahl n_B zu einer deutlich veränderten Mikrostruktur, wie in *Abbildung 6-6* dargestellt. Dieser Effekt war für die höchste Pulsenergie ($E_p = 1,0$ mJ) und einen Spotabstand von $l_{sp} = 10$ µm überproportional stark.

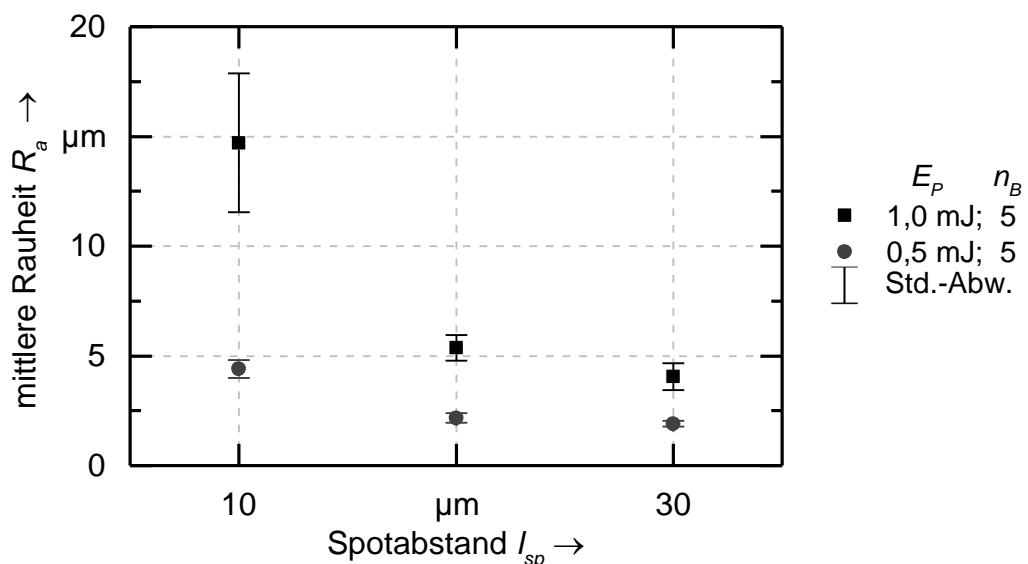


Abbildung 6-6: Mittlere Rauheit R_a in Abhängigkeit des Spotabstands l_{sp} und der Pulsenergie E_p

6.2.3 Oberflächenvergrößerung

Die durch den Laserstrukturierungsprozess gesteigerte Mikrorauheit führt zu einer Vergrößerung der Oberfläche. Für die Analyse der Oberflächengröße wurden zum einen die Messungen der CLSM sowie die der Gasadsorption herangezogen.

Anhand der CLSM-Messung lässt sich eine bis zu 5,5-fache Vergrößerung der Oberfläche A_O im Vergleich zum unbehandelten Blech für den höchsten untersuchten Energieeintrag erkennen (siehe *Abbildung 6-7a*). Die Oberfläche stieg hierbei stetig mit Zunahme der eingebrachten Energiedichte H an, wobei der Kurvenverlauf den Messungen zur mittleren Rauheit nach *Abbildung 6-5* gleicht. Die einzige Ausnahme gegenüber der Rauheitsmessung bildet die Parameterkombination mit $E_P = 0,5$ mJ und $l_{sp} = 10$ μm . Hier wurde eine höhere Oberflächenvergrößerung gemessen, als dies bei den übrigen Parametern mit $E_P = 1,0$ mJ ($l_{sp} = 20$ μm , 30 μm) der Fall war. Bei der Rauheitsmessung hingegen wies dieser Parameter im Vergleich geringere Werte auf (siehe *Abbildung 6-5*).

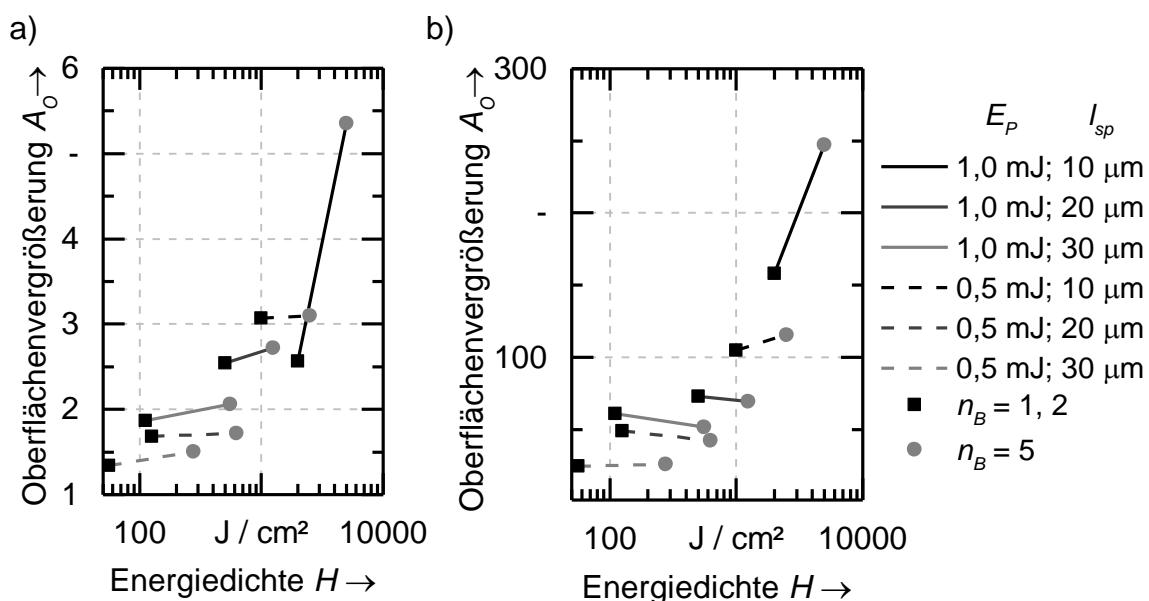


Abbildung 6-7: Oberflächenvergrößerung A_O in Abhängigkeit der Energiedichte H bei CLSM-Messung (a) und Gasadsorption (b)

Bei der durch die Gasadsorption beobachteten Oberflächenvergrößerung A_O wurden wesentlich höhere Werte als bei der CLSM-Messung, jedoch ein ähnlicher Kurvenverlauf ermittelt (siehe *Abbildung 6-7b*). Die höheren Werte resultieren aus der angewandten Messmethode, wobei durch die Adsorption des Messgases kleinste Oberflächenstrukturen belegt werden konnten. Für die laserstrukturierten Proben ergab sich dadurch eine bis zu 250-fache Oberflächenvergrößerung A_O bei

höchster eingetragener Energiedichte. Selbst für den geringsten Energieeintrag wurde eine um das 25-fache erhöhte Oberfläche gemessen.

Die ermittelten Oberflächenvergrößerungen A_O aus der CLSM und der Gasadsorption verhalten sich hierbei nahezu direkt proportional zur mittleren Rauheit R_a , wie es in *Abbildung 6-8* ersichtlich ist. Dementsprechend spiegelt die ermittelte Rauheit R_a innerhalb des untersuchten Parameterbereichs eine geeignete Größe zur Beschreibung der Mikrobeschaffenheit der Oberfläche wider. Diese Größe ist messtechnisch im Vergleich mit der Gasadsorption am einfachsten erfassbar.

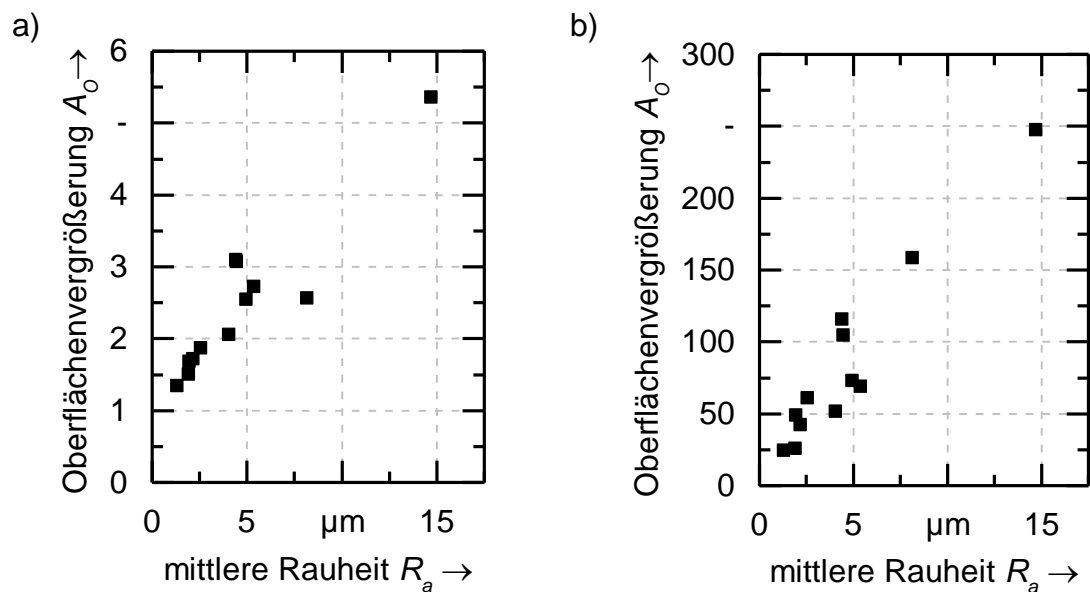


Abbildung 6-8: Oberflächenvergrößerung A_O in Abhängigkeit der mittleren Rauheit R_a bei CLSM-Messung (a) und Gasadsorption (b)

6.3 Oxidschicht

6.3.1 Beschaffenheit

Der Laserprozess bewirkt auf dem Werkstück neben der Ausbildung einer mikrorauen Oberfläche die Entstehung einer Oxidschicht. Diese Oxidschicht besitzt eine poröse Struktur und ist damit anders beschaffen als die auf dem Aluminium natürlich vorhandene Oxidschicht. Nach *Abbildung 6-9* wird für den dargestellten Energieeintrag eine Dicke dieser Schicht von bis zu ca. 700 nm erreicht. Eine ähnliche Beschaffenheit und Dicke wurde auch durch die elektrochemischen Vorbehandlungen generiert und zeigt sich für die Laserstrukturierung neben Aluminium auch

bei anderen Metallen (siehe *Abschnitt 3.3.3*). Aufgrund der porösen Beschaffenheit kann angenommen werden, dass die Struktur auf die Adhäsionswirkung mit dem thermoplastischen Kunststoff einen positiven Einfluss hat.

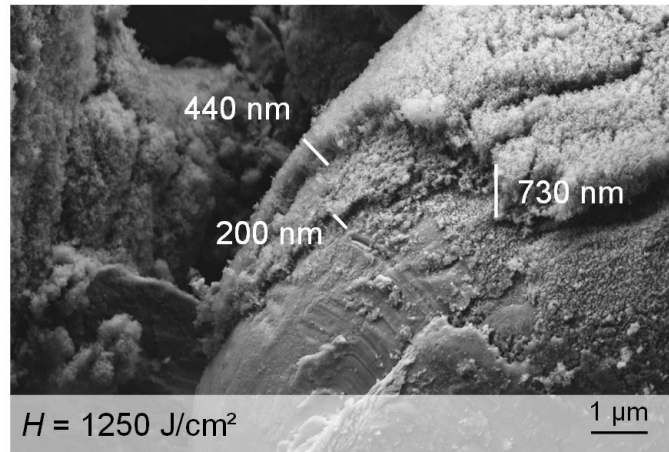


Abbildung 6-9: REM-Aufnahme: Oxidschicht mit Vermessung der Schichtdicke

Die Beschaffenheit der Mikrostruktur sowie die der überlagerten Oxidschicht wurden hierbei durch die eingetragene Energiedichte H und folglich auch durch die Wahl der Prozessparameter, der Pulsenergie E_P , des Spotabstandes l_{sp} sowie der Anzahl der Belichtungen n_B beeinflusst. Der in *Abbildung 6-10* dargestellte Vergleich weist die Modifikation dieser Morphologie in Abhängigkeit der Energiedichte nach. Es ist eine Zunahme der Dichte und Dicke der Oxidstruktur von niedriger (a) über mittlere (b) bis zu hoher (c) Energiedichte H erkennbar.

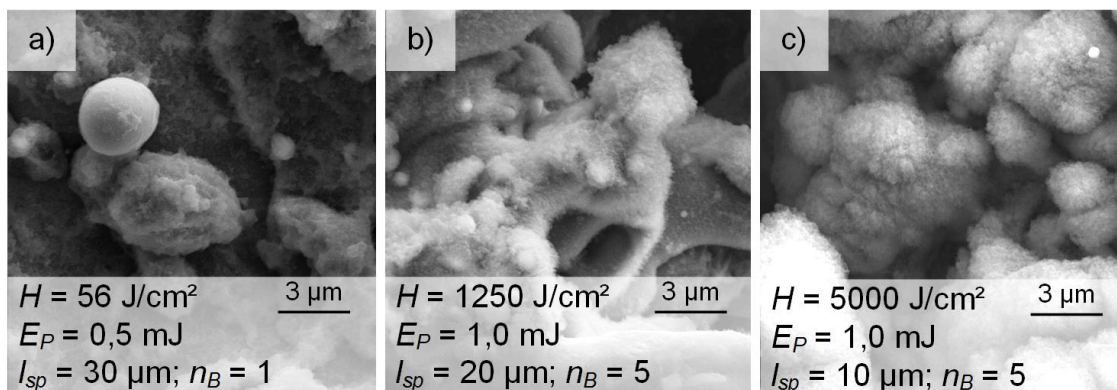


Abbildung 6-10: REM-Aufnahmen: Veränderung der Oxidschicht für (a) niedrige, (b) mittlere und (c) hohe Energiedichte H

6.3.2 Ätzprozess

Für die in *Kapitel 8* folgenden Untersuchungen zum Einfluss der Laserstrukturierung auf die mechanische Festigkeit musste die Oxidschicht definiert abgetragen werden. Die Bestimmung der hierfür geeigneten Dauer des Ätzvorgangs erfolgte durch eine experimentelle Studie. Die Auswirkung des Ätzprozesses auf die Oberflächentopographie wird im Folgenden anhand von zwei ausgewählten Strukturierungsparametern dargestellt. Es zeigte sich, dass bei niedrigen bis mittleren Energiedichten (siehe *Abbildung 6-11*) die Oxidschicht abgetragen werden kann, ohne die Mikrostruktur zu beeinflussen. Die durch die Laserstrukturierung vorhandene gleichmäßige Oxidschicht (*d*) wurde durch das Ätzen mit zunehmender Einwirkdauer stetig reduziert (*e, f*). Hierbei veränderte sich die anfänglich vorhandene Mikrostruktur (*a*) nur unwesentlich (*b, c*).

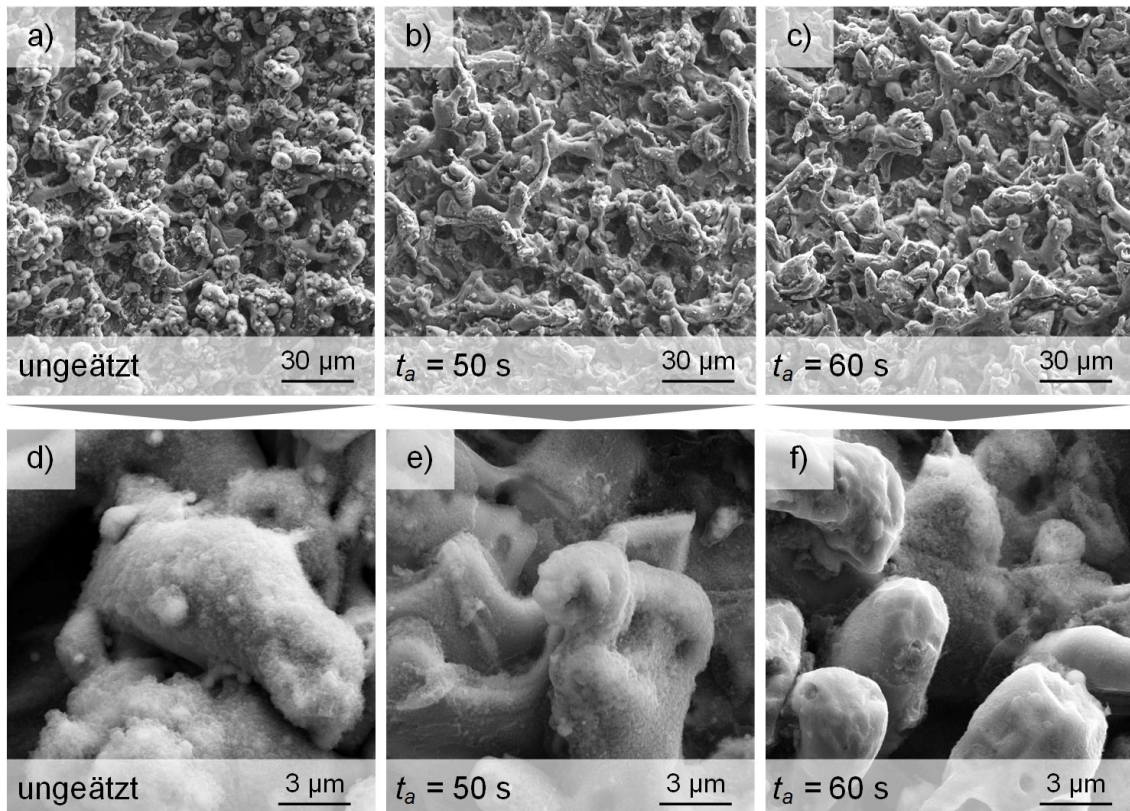


Abbildung 6-11: Modifikation der Mikro- und der Oxidstruktur bei Ätzdauern t_a von 50 s (b, e) und von 60 s (c, f) im Vergleich zum ungeätzten Zustand (a, d) für eine Energiedichte $H = 500$ J/cm²

Bei hohen eingetragenen Energien (siehe *Abbildung 6-12*) war eine gesteigerte Ätzdauer erforderlich, um eine möglichst vollständige Entfernung der Oxidschicht

zu bewirken. Dies führte zur Veränderung der durch Schmelzespritzer charakteristischen Mikro-Oberflächenbeschaffenheit (a) bis hin zu einer kraterartigen Struktur (b, c). Die das Aluminiumsubstrat bedeckende Oxidschicht (d) wurde indes verändert und erscheint poröser, konnte aber nicht gleichmäßig und ganzflächig durch die Lauge abgetragen werden. Es sind besonders an Hinterschneidungen der Mikrostruktur noch Bereiche mit ausgebildetem Oxid (e, f) aufzufinden.

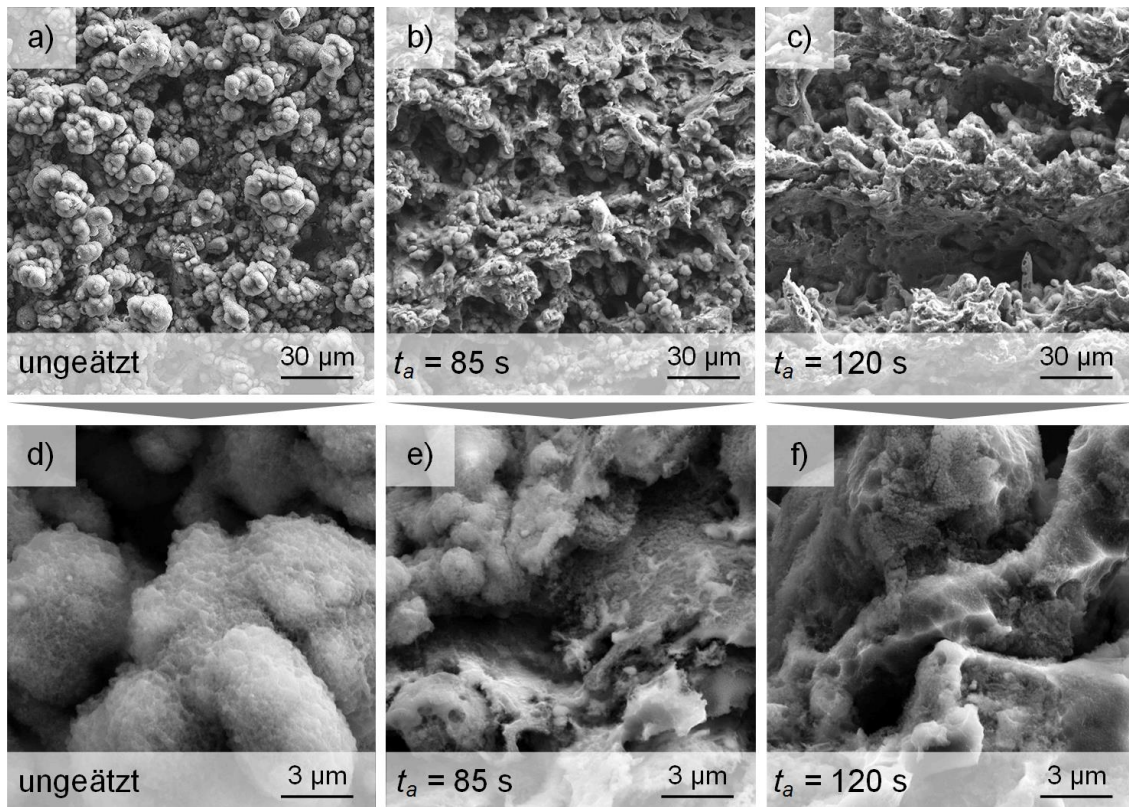


Abbildung 6-12: Modifikation der Mikro- und der Oxidstruktur bei Ätzdauern t_a von 85 s (b, e) und von 120 s (c, f) im Vergleich zum ungeätzten Zustand (a, d) für eine Energiedichte $H = 2000 \text{ J/cm}^2$

Der Ätzprozess beeinflusste für hohe Energiedichten aufgrund der gewählten Ätzdauer folglich die Oberflächentopographie. Für den höchsten Energieeintrag mit $H = 5000 \text{ J/cm}^2$ erfolgte unter der applizierten Ätzdauer von $t_a = 110 \text{ s}$ beispielsweise eine Reduktion der mittleren Rauheit R_a um ca. $4 \mu\text{m}$. Bei geringeren Energien stellte sich hingegen eine hohe Übereinstimmung zwischen den laserstrukturierten und den zusätzlich geätzten Proben in Bezug auf die Mikrobeschaffenheit der Oberfläche ein (siehe Abbildung 6-13b). Auffällig ist, dass gerade für hohe Energieeinträge eine signifikante Steigerung der Oberfläche im Vergleich zur nicht geätzten Probe identifiziert wurde. Hierbei stellte sich eine bis zu 500-fach vergrößerte Oberfläche (a) im Vergleich zum unbehandelten Aluminium ein. Dies

steht im Gegensatz zu der Rauheitsmessung, bei der gerade für hohe Energien eine Verringerung der Mikrorauheit feststellbar wurde. Bei geringen Energiedichten ist ebenfalls eine hohe Übereinstimmung zwischen den strukturierten und den zusätzlich geätzten Proben erkennbar. Einen Erklärungsansatz für die gesteigerte Oberflächenvergrößerung bei hohen Energien durch den Ätzprozess liefert *Abbildung 6-12*. Aus der *Abbildung* ist zu erkennen, dass durch das Ätzen sowohl die Mikrostruktur als auch die Oxidschicht zerklüftet sind. Die daraus resultierende Offenporigkeit erzeugte eine zusätzlich freigelegte Oberfläche, die durch das Prozessgas der Gasadsorption besetzt werden konnte. Aufgrund des Messprinzips konnte dies hingegen nicht mittels CLSM festgestellt werden.

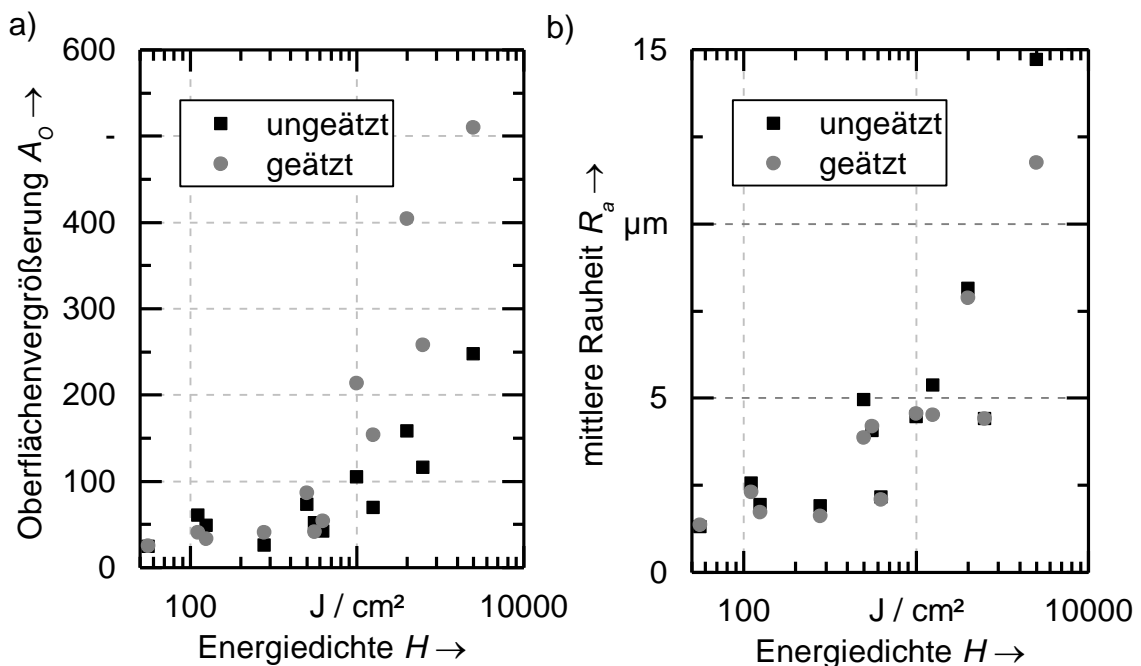


Abbildung 6-13: Oberflächenvergrößerung A_0 bei Gasadsorption (a) und mittlere Rauheit R_a bei CLSM-Messung (b) über der Energiedichte H für geätzte und nicht geätzte Proben

6.3.3 Chemische Beschaffenheit

Die chemische Oberflächenbeschaffenheit des metallischen Fügepartners übt neben der mechanischen Adhäsion einen maßgeblichen Einfluss auf das Bindungsverhalten mit dem Kunststoff aus (siehe *Abschnitt 3.4.3*, S. 55). Dementsprechend erfolgte die Untersuchung der chemischen Zusammensetzung der Oberfläche mittels XPS. Die XPS-Analyse wies einen signifikanten Unterschied zwischen der unbehandelten und den laserstrukturierten Oberflächen (siehe *Abbildung 6-14*) auf. Hierbei enthielt die unbehandelte Probe einen hohen Kohlenstoff-Anteil (1s-

Orbital) von 66,2 at% sowie einen geringen Aluminiumanteil (2p-Orbital) mit 4,9 at%. Der Kohlenstoff stellt in diesem Zusammenhang mit hoher Wahrscheinlichkeit organische Kontaminationen dar. Daneben wurden Sauerstoff (1s-Orbital) als Hauptelement sowie Magnesium (2s-Orbital) und Calcium (2p-Orbital) als Nebenelemente mit deutlich geringen Mengen detektiert. Der Sauerstoff lässt sich durch die natürliche Oxidschicht, welche das Aluminium unter Luftatmosphäre bildet, begründen. Das Auftreten von Magnesium und Calcium kann neben dem Aluminium durch die Legierungsbestandteile erklärt werden (siehe *Tabelle 2-1*, S. 22). Im Vergleich zur unbehandelten Probe wiesen alle Laserstrukturierungsparameter einen deutlich reduzierten Kohlenstoffanteil auf. Dies ist dadurch begründet, dass durch den Prozess Kontaminationen abgetragen werden. Durch die geringere Kontamination und die starke Oxidierung aufgrund des Laserprozesses werden wiederum der Aluminium- und der Sauerstoffanteil auf der Oberfläche erhöht (siehe *Abschnitt 3.4.3*, S. 55). Die Elementverteilung blieb indes über den untersuchten Bereich der Energiedichte für alle laserstrukturierten Proben konstant.

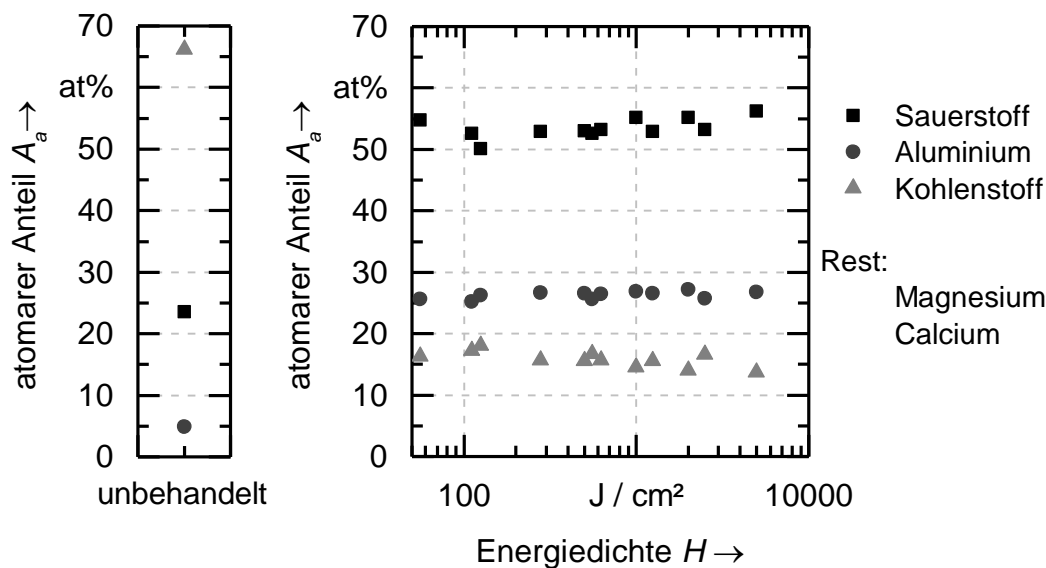


Abbildung 6-14: XPS-Messung: Atomare Elementanteile auf den laserstrukturierten Oberflächen im Vergleich zu unbehauelter Oberfläche

Im Vergleich zu den ausschließlich laserstrukturierten Proben wiesen die zusätzlich geätzten Proben hingegen eine Elementverteilung auf, die in Abhängigkeit der Energiedichte variierte. Für geringe Energiedichten ($H < 500 \text{ J}/\text{cm}^2$) wurden ein erhöhter Kohlenstoffanteil von über 30 at% und dementsprechend verringerte Aluminium- und Sauerstoffanteile festgestellt. Für hohe Energien ($H > 2000 \text{ J}/\text{cm}^2$) glich die Elementverteilung hingegen derjenigen der nicht geätzten Proben (siehe *Abbildung 6-14*). Da bei den geätzten Proben die Ätzdauer mit der Energiedichte

gesteigert wurde, kann nicht sicher darauf geschlossen werden, ob die Variation der Elementverteilung durch den Ätzprozess oder durch Verunreinigungen in der Probenhandhabung hervorgerufen wurde.

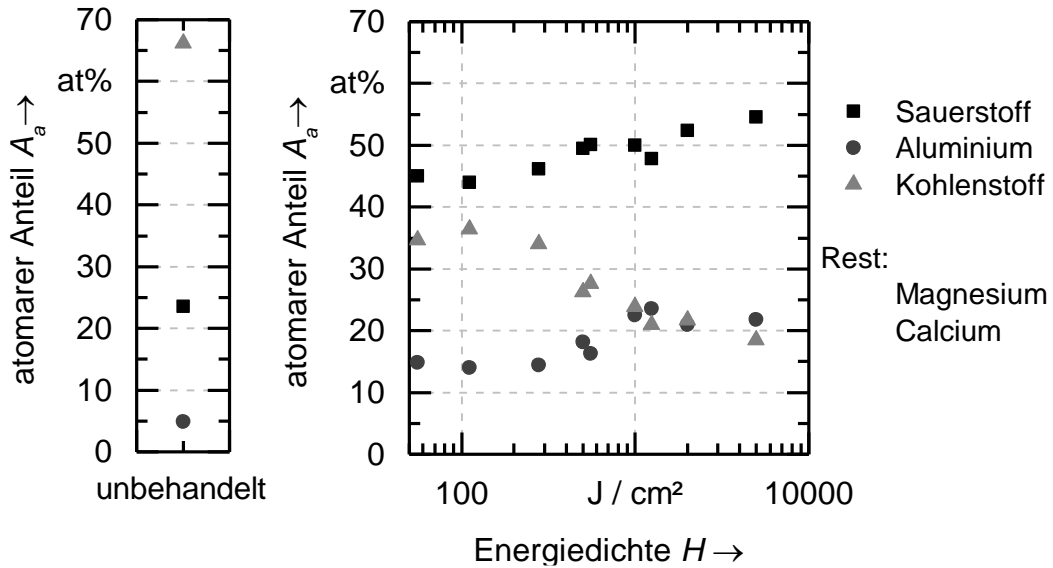


Abbildung 6-15: XPS-Messung: Atomare Elementanteile auf den laserstrukturierten und zusätzlich geätzten Oberflächen im Vergleich zu unbehandelter Oberfläche

Auffällig sind die metallischen Anteile (70-72 eV) im Aluminium-Signal, welche bei allen geätzten Proben detektiert wurden und beispielhaft in *Abbildung 6-16* dargestellt sind.

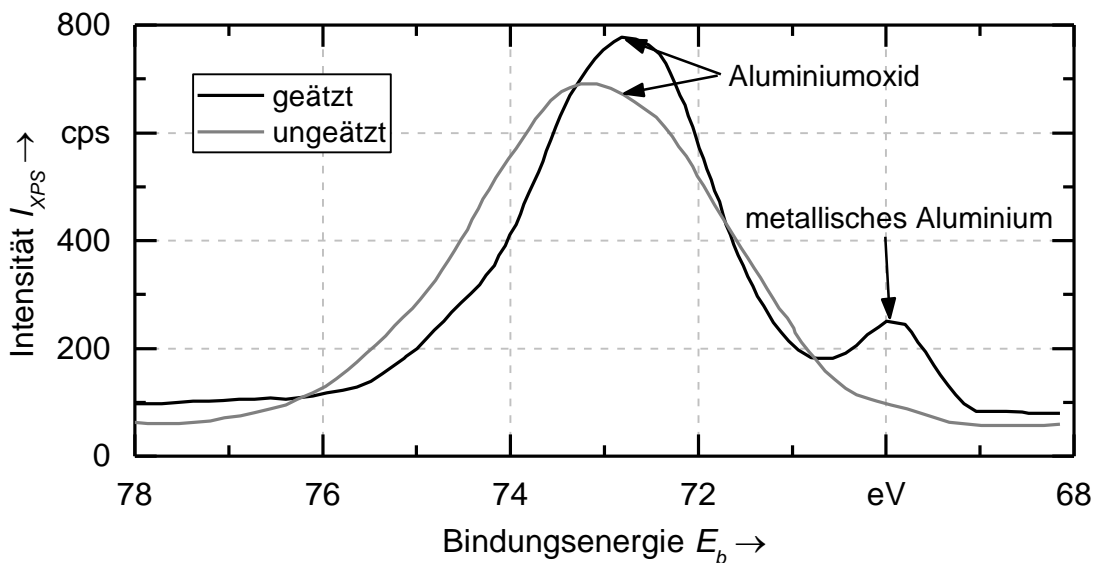


Abbildung 6-16: XPS-Intensitätsspitzen für metallisches Aluminium und Aluminiumoxid bei geätzter und ungeätzter Probe (HECKERT ET AL. 2015)

Dieses Signal lässt auf eine deutliche Reduzierung der Oxidschichtdicke schließen und war ausschließlich für die geätzten Proben messbar. Der Ätzprozess bewirkte demzufolge einen gezielten Abtrag der Oxidschicht. Die übrigen Aluminium- und Sauerstoffsignale waren darüber hinaus relativ breit und deuten auf mehrere Bindungszustände bzw. Oxide hin. Dies wird auch durch die Untersuchung von RECHNER (2012, S. 110) bestätigt, in welcher Aluminiumoxid Al_2O_3 sowie weitere Aluminiumverbindungen und Magnesiumoxid (MgO) als Elementverbindungen aufgeführt sind.

6.4 Zusammenfassung

Im vorliegenden Kapitel wurden die Untersuchungen zur Laserstrukturierung der Aluminiumoberfläche für die Vorbehandlung der metallischen Fügefläche vorgestellt. Hierbei kamen verschiedene Analyseverfahren zum Einsatz, um den Einfluss der Laserstrukturierung auf die sich ausbildende Mikrostruktur und die Oxidschicht der Fügefläche zu erfassen. Dies geschah unter Variation der Pulsenergie E_P , des Spotabstands l_{sp} und der Anzahl der Belichtungen n_B , welche die Parameter des Laserstrukturierungsprozess darstellen. Hierdurch konnte die eingetragene Energiedichte H auf dem Werkstück variiert werden.

In diesem Zusammenhang wurden die Verfahren der REM, der CLSM und der Gasadsorption genutzt, um die Mikrostruktur zu beschreiben. Es zeigte sich im Allgemeinen eine Steigerung der Mikrorauheit mit der eingetragenen Energie, wobei sich zunehmend Hügel und Täler ausbildeten, welche mit Schmelzespritzern überlagert waren. Hierbei wurde für niedrige und mittlere Energiedichten ($H \leq 2500 \text{ J/cm}^2$) kein Einfluss durch eine gesteigerte Belichtungsanzahl n_B bei sonst gleichen Parametern auf die Mikrostruktur festgestellt. Einzig für den geringsten Spotabstand ($l_{sp} = 10 \text{ }\mu\text{m}$) und eine hohe Pulsenergie ($E_P = 1,0 \text{ mJ}$) konnte eine Beeinflussung der Mikrostruktur durch eine gesteigerte Belichtungsanzahl detektiert werden. Der Spotabstand l_{sp} und die Pulsenergie E_P wirkten sich hingegen maßgeblich auf das Strukturierungsergebnis über den gesamten Parameterbereich aus. Eine Verringerung des Spotabstands l_{sp} sowie eine Erhöhung der Pulsenergie E_P führten zu einer ausgeprägteren Mikrostruktur. Die mit der Gasadsorption und CLSM gemessene Oberflächenvergrößerung A_O verhielt sich im untersuchten Bereich direkt proportional zur mittleren Rauheit Ra . Dementsprechend stellt die mittlere Rauheit Ra eine wichtige und gleichzeitig einfach zu messende Kenngröße für die Beschreibung der Beschaffenheit der laserstrukturierten Oberfläche dar.

Diese Kenngröße wurde daher für die in *Kapitel 8* beschriebenen Untersuchungen als Parameter zur Einordnung der Mikrostruktur der laserstrukturierten Oberfläche herangezogen.

Die durch den Laserprozess auf dem Werkstück gebildete Oxidschicht erreichte eine Dicke von mehreren hundert Nanometern und besitzt eine poröse Struktur. Die REM-Analyse wies auf, dass die Dicke der Oxidschicht mit der Energiedichte zunimmt. Durch den Ätzprozess konnte diese Schicht bei mittleren und geringen Energien abgetragen werden, ohne dabei die Mikrorauheit zu beeinflussen. Dies veränderte sich für hohe Energiedichten mit $H \geq 2500 \text{ J/cm}^2$, wobei eine gleichzeitige und unvermeidbare Beeinflussung der Mikrostruktur erfolgte. Hierdurch wurde die Rauheit vermindert und es verblieben eine kraterartige Struktur sowie Bereiche mit einer offenporigen Oxidschicht. Nach der Analyse mittels Gasadsorption stellte sich für diese geätzten Proben eine bis zu 500-fache Oberflächenvergrößerung im Vergleich zur unbehandelten Aluminiumoberfläche ein. Die nicht geätzten Proben erzielten hingegen eine bis zu 250-fache Vergrößerung. Neben der Analyse der topographischen Oberflächenstruktur wurde die chemische Beschaffenheit durch die XPS untersucht. Diese Analyse ergab, dass durch den Laserstrukturierungsprozess die Oberfläche von Kontaminationen gereinigt wird und gleichzeitig eine verstärkte Oxidbildung mit verschiedenen Oxidverbindungen stattfindet. Die Elementverteilung veränderte sich hierbei über den untersuchten Parameterbereich nicht. Weiterhin konnte mittels der XPS festgestellt werden, dass sich durch den Ätzprozess die Oxidschichtdicke signifikant reduziert.

Um die Auswirkungen der Laserstrukturierung des metallischen Fügepartners auf die Festigkeit des hybriden Verbundes zu beurteilen, bedarf es zunächst der Erschließung einer geeigneten Parameterführung des thermischen Fügeprozesses. Die Untersuchungen dazu werden in *Kapitel 7* vorgestellt.

7 Festigkeitssteigerung durch Temperatur- und Druckführung

7.1 Allgemeines

Die Untersuchungen der Fügeparameter fanden in der in *Abschnitt 5.4, S. 68*, aufgeführten Versuchsumgebung mit der Zugscherfestigkeit als Qualitätskriterium statt. Dieses Kapitel bildet somit nach *Abbildung 4-1, S. 63*, den zweiten empirischen Teil der vorliegenden Arbeit ab. Für die Erzielung einer geeigneten und reproduzierbaren Verbundfestigkeit wurden alle Metallproben mittels einer Laserstrukturierung mit den Standard-Einstellungen behandelt (siehe *Tabelle 5-3, S. 67*). Um den Einfluss der Temperatur und des Drucks auf den Verbund zu erfassen, werden im Folgenden die Steuergrößen zunächst getrennt voneinander betrachtet. Eine wesentliche Steuergröße ist hierbei die maximale Temperatur, die während des Fügeprozesses auftritt. Darüber hinaus wurde die Temperatur während des Abkühlprozesses gezielt gesteuert. Ihre Wirkung auf die Verbundeigenschaften ist nachfolgend dargestellt. Die Erschließung des Einflusses des Fügedrucks erfolgte hingegen schrittweise über die drei Prozessphasen der Erwärmung, des Fügens und der Konsolidierung hinweg. In einem weiteren Schritt wurde der Konsolidierungsdruck bei reduziertem Fügedruck gezielt variiert. Abschließend kann die Wechselwirkung von Abkühlgeschwindigkeit und Druckführung aufgezeigt werden.

7.2 Temperaturführung

7.2.1 Fügetemperatur

In *Abbildung 7-1* sind die resultierende Zugscherfestigkeit τ_b und der Fügeweg s_d über der Fügetemperatur T_F aufgetragen, welche in 10-K-Schritten variiert und nach *Abbildung 5-2, S. 70*, mittig auf der Überlappungsfläche zwischen den beiden Werkstoffen gemessen wurde. Der ermittelte Fügeweg s_d stellt den absoluten Versatz zwischen dem Kunststoff- und dem Aluminiumfügepartner nach *Abbildung 5-3, S. 71*, dar. Für die Untersuchung lag der Druck zunächst konstant über alle drei Prozessphasen bei $p_1 = p_2 = p_3 = 8,3$ bar. Es ist erkennbar, dass der Einfluss der Fügetemperatur auf die Zugscherfestigkeit τ_b im Bereich der Standardabweichung

liegt – kein statistisch signifikanter Effekt wurde identifiziert. Jedoch stellt sich ein Höchstwert für die mittlere Zugscherfestigkeit von $\tau_b = 20,5$ MPa bei einer Füge-temperatur von $T_F = 238$ °C ein, wobei ein Absinken im einstelligen Prozentbereich zu niedrigeren und zu höheren Temperaturen zu beobachten ist. Der Fügeweg nimmt mit steigender Fügtemperatur linear von $s_d = 0,06$ mm ($T_F = 218$ °C) auf $0,21$ mm ($T_F = 258$ °C) zu.

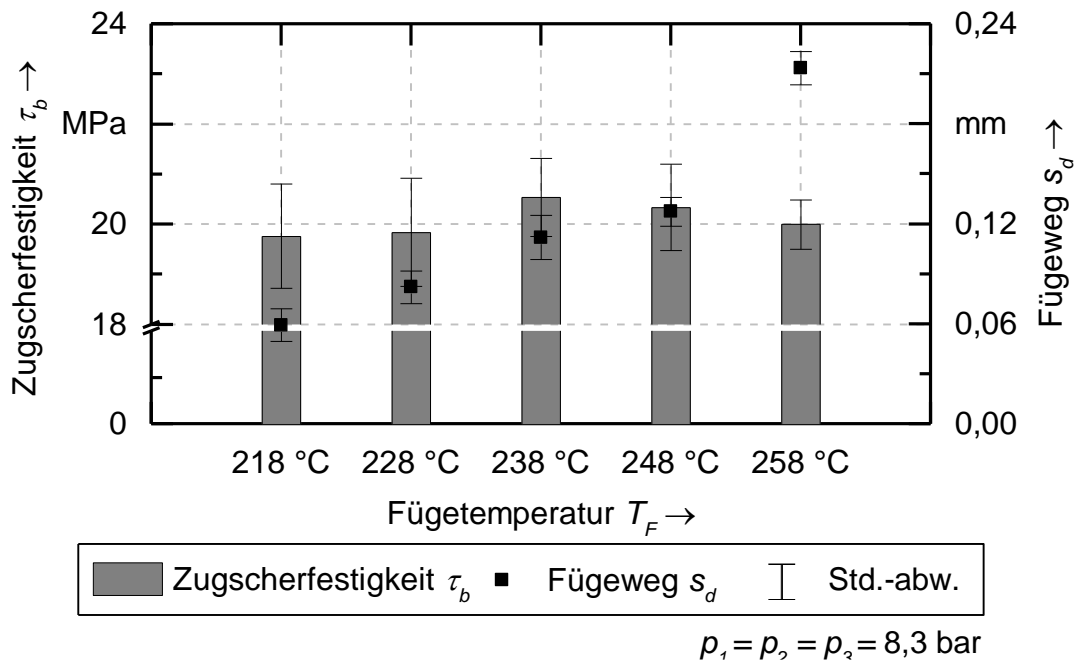


Abbildung 7-1: Zugscherfestigkeit τ_b und Fügeweg s_d in Abhängigkeit von der Fügtemperatur T_F

Aus *Abbildung 7-2a* und *b* ist ersichtlich, dass im unteren Temperaturbereich aufgrund des unvollständigen Aufschmelzens des Kunststoffes nicht die gesamte Fügefläche benetzt wurde. Da durch eine erhöhte Temperatur die Viskosität des Thermoplasts abnimmt, wird bei $T_F = 238$ °C die Herstellung der Verbindung durch eine verbesserte Benetzung begünstigt. Außerdem weist die im Versuch erzeugte Bruchfläche in diesem Zustand eine vollständig aufgeschmolzene Kunststoff-Fügefläche (*c*, *d*) auf. Aus diesen beiden Effekten resultiert bei einer Temperatur von $T_F = 238$ °C eine um durchschnittlich 4 % höhere Zugscherfestigkeit im Vergleich zu Proben, die mit $T_F = 218$ °C gefügt wurden. Die Erhöhung der Temperatur hat auch den verlängerten Fügeweg s_d zur Folge, da durch die verringerte Viskosität mehr Kunststoff verdrängt wird. Zudem erhöhte sich die Dauer, in der sich der Kunststoff im schmelzflüssigen Zustand befand. Bis zu der Temperatur $T_F = 238$ °C wirkt sich dies nicht nachteilig auf die Verbundfestigkeit aus. Bei höheren Fügtemperaturen deutet sich hingegen ein Absinken der Festigkeit τ_b an,

weil die Menge an bereitstehendem Kunststoff zur Herstellung der Verbindung zu gering war. Dies ist unter anderem an einem erhöhten Anteil an freiliegenden Fasern mit steigender Füge­temperatur (vgl. *a* und *c*) zu erkennen. Zusätzlich verhindern die Fasern ein Nachfließen der Matrix aus tieferen Ebenen.

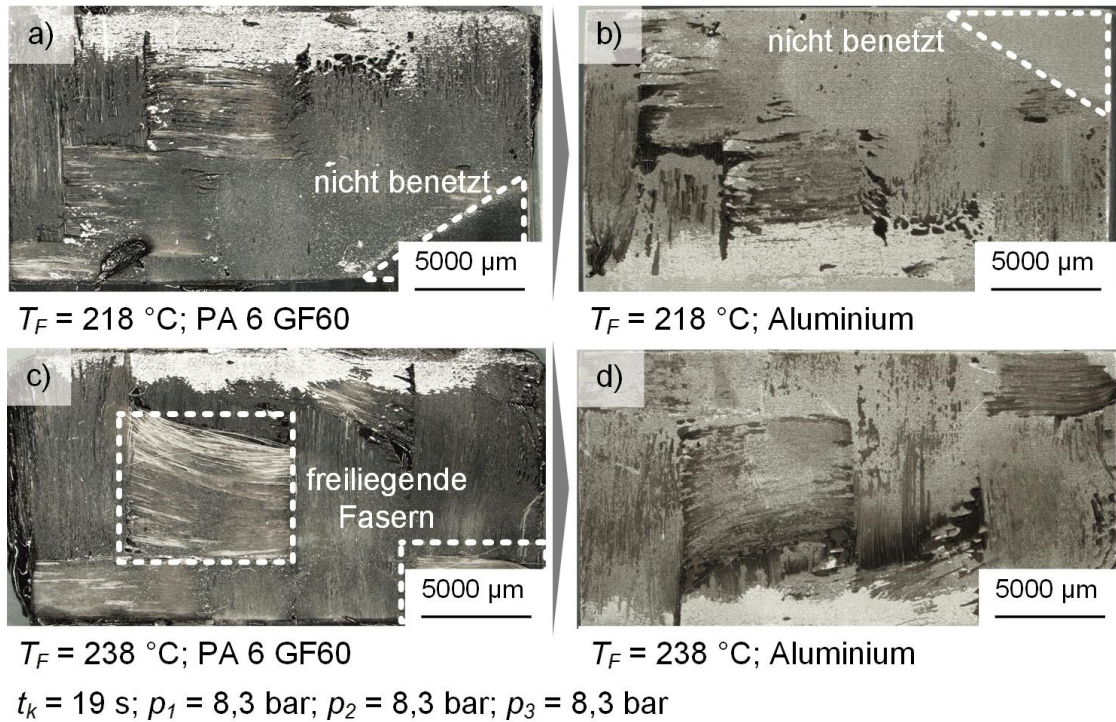


Abbildung 7-2: Kunststoff- (*a*, *c*) und Aluminiumbruchfläche (*b*, *d*) bei einer Füge­temperatur $T_F = 218 \text{ }^\circ\text{C}$ und $T_F = 238 \text{ }^\circ\text{C}$

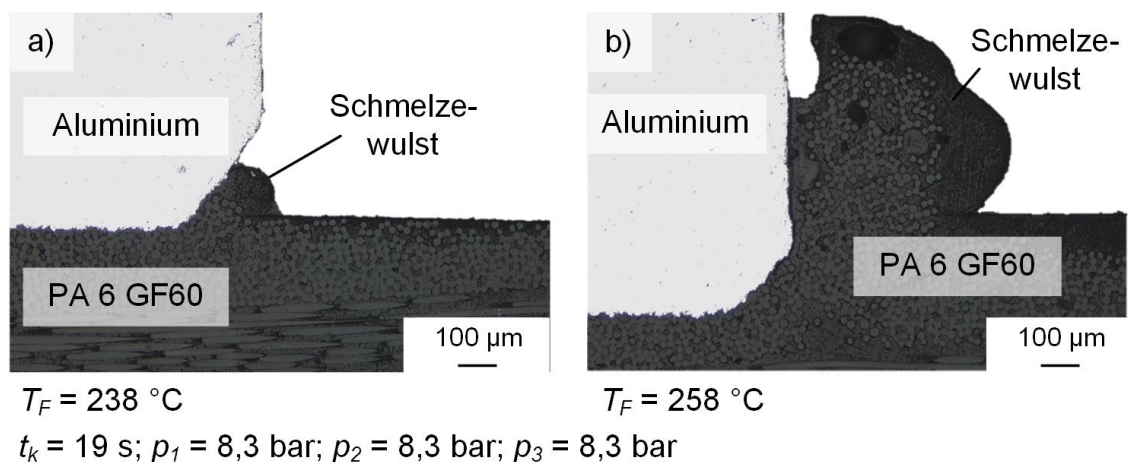


Abbildung 7-3: Querschliff der Aluminium-PA-Verbindung bei einer Füge­temperatur $T_F = 238 \text{ }^\circ\text{C}$ (*a*) und $T_F = 258 \text{ }^\circ\text{C}$ (*b*)

Der in *Abbildung 7-3* dargestellte Querschliff der Überlappungsfläche bestätigt das verstärkte Austreiben der Kunststoff-Matrix aus der Fügezone mit steigender Füge­temperatur.

getemperatur. Hierbei wird für die erhöhte (*b*) im Vergleich zur niedrigeren Temperatur (*a*) ein vergrößerter Kunststoff-Schmelzewulst, welcher mit Fasern gefüllt ist, erfasst.

7.2.2 Abkühlgeschwindigkeit

Mit Hilfe einer gezielten Temperaturführung, welche sich an den Erwärmungsprozess anschließt, können die mechanischen Eigenschaften der Kunststoff-Metall-Verbindung ebenfalls beeinflusst werden. Dies stellt *Abbildung 7-4* anhand verschiedener Abkühlzeiten und der zugehörigen Zugscherfestigkeit dar. Die Abkühlzeit t_k gibt an, über welche Dauer sich die Proben zwischen der Schmelztemperatur T_M und der Glasübergangstemperatur T_G befanden.

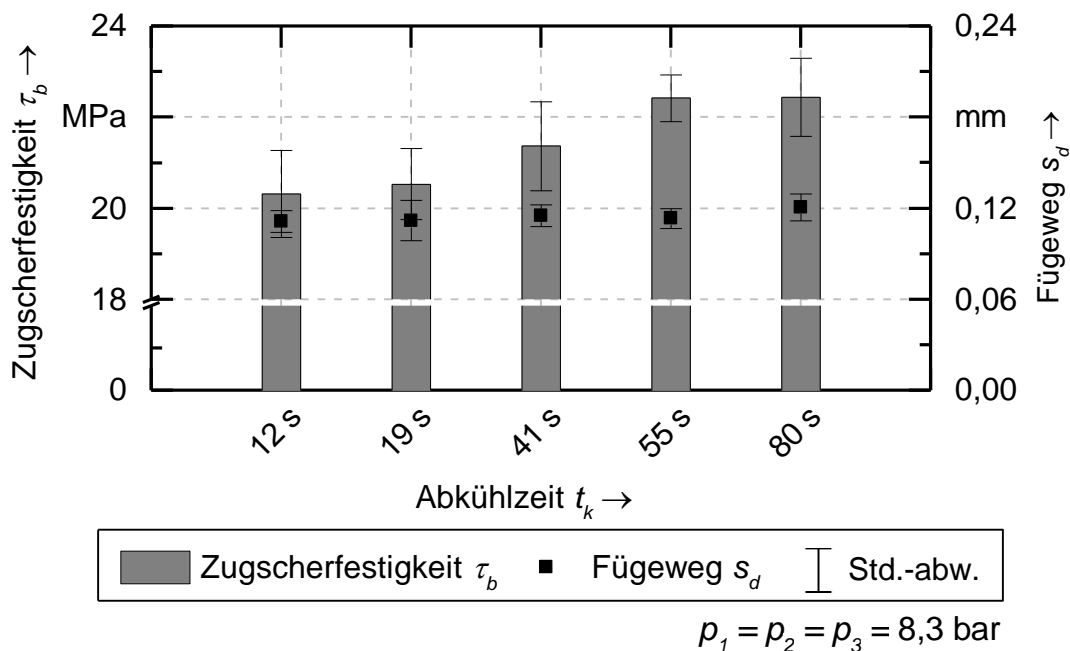
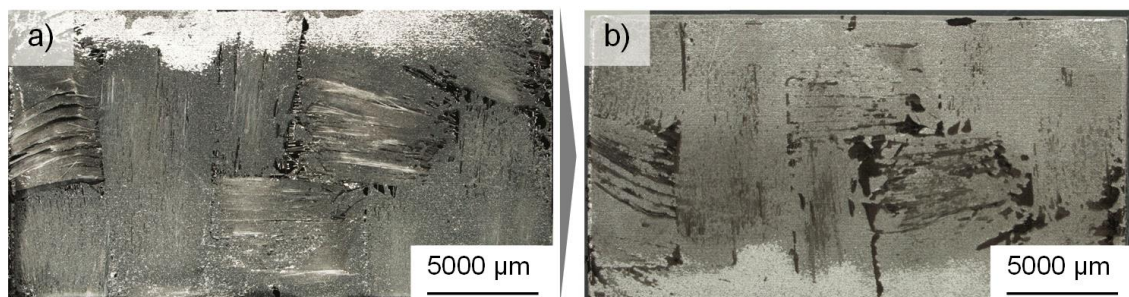


Abbildung 7-4: Zugscherfestigkeit τ_b und Fügeweg s_d in Abhängigkeit von der Abkühlzeit t_k

Hierbei ermöglichte der Versuchsaufbau eine Abkühlzeit t_k von 12 s bis 80 s. Der Druck wurde in allen drei Phasen des Prozesses (p_1 , p_2 und p_3) konstant auf 8,3 bar gehalten. Aus der Darstellung lässt sich der Trend ableiten, dass mit zunehmender Zeit des Abkühlens ein nicht signifikanter, jedoch stetiger Anstieg der gemittelten Zugscherfestigkeit τ_b um ca. 10 % über den Ausgangswert hinaus erfolgt. Der Fügeweg s_d beträgt durchschnittlich ca. 0,11 mm und bleibt innerhalb des untersuchten Bereichs konstant, da die Abkühlung bzw. der Nachheizprozess erst unterhalb

der Schmelztemperatur T_M gestartet wurden. Zu diesem Zeitpunkt war die Kunststoff-Matrix bereits ausreichend verfestigt.

Ein Vergleich der unter verschiedenen Bedingungen abgekühlten Bruchflächen liefert keine erkennbaren Unterschiede zwischen der unter natürlicher Konvektion ausgelagerten (siehe *Abbildung 7-2c, d*) und der gezielt nachgeheizten Probe (siehe *Abbildung 7-5a, b*). Jeweils die Aluminium- wie auch die Kunststoffoberfläche beider Proben weisen einen großflächigen kohäsiven Bruch auf.



$t_k = 55$ s; PA 6 GF60

$t_k = 55$ s; Aluminium

$T_F = 238$ °C; $p_1 = 8,3$ bar; $p_2 = 8,3$ bar; $p_3 = 8,3$ bar

Abbildung 7-5: Kunststoff- (a) und Aluminiumbruchfläche (b) bei einer Füge-temperatur $T_F = 238$ °C mit Nachheizen

Die Untersuchungen von LIET AL. (2016) legen jedoch nahe, dass die in *Abbildung 7-4* dargestellte Steigerung der Zugscherfestigkeit nicht ausschließlich auf den erhöhten Kristallisationsgrad X_c des Kunststoffes zurückzuführen ist. In diesen Experimenten lagen die Abkühlzeiten im Bereich mehrerer Minuten bis Stunden. Bei einer Abkühlung innerhalb einer Minute, wie in der vorliegenden Arbeit, wurde zwar ebenfalls ein Einfluss auf die Kristallisation festgestellt, dieser war jedoch nicht so ausgeprägt wie bei Abkühlzeiten t_k im Stundenbereich. Es ist daher anzunehmen, dass durch die reduzierte Abkühlzeit t_k ein zusätzlicher Effekt eintritt, der die Zugscherfestigkeit τ_b positiv beeinflusst. Demnach führt der nachträgliche Wärmeeintrag aufgrund der homogeneren Temperaturverteilung im Fügestoß zu reduzierten Eigenspannungen im Kunststoff. Dieser Effekt ist nach HABENICHT (2009, S. 291) in ähnlicher Weise bei der Herstellung von Klebeverbindungen festzustellen. Auch hier gilt, dass rasche Abkühlprozesse zu Spannungszuständen führen, welche die Klebeverbindung nachteilig beeinflussen können. Bei besonders kurzen Zeiten des Abkühlens wurden sogar Risse in Klebeflächen beobachtet. Generell lässt sich zusammenfassen, dass eine verlängerte Abkühlzeit eine gesteigerte Verbundfestigkeit bewirkt.

7.2.3 Startpunkt der Kühlung

Neben der Abhängigkeit zwischen der Zugscherfestigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst auch der Startpunkt, an welchem der Abkühlprozess einsetzt, die Qualität der Fügeverbindung. Im Unterschied zu den Untersuchungen von SICKERT (2015, S. 75), der die Steuerung der Kühlung in Abhängigkeit des Fügeweges und eines fixen Einschaltzeitpunktes analysierte, wird der Einfluss im Folgenden anhand eines definierten Temperaturwertes dargestellt. Hierfür erfolgte die aktive Kühlung zu zwei Zeitpunkten. Zum einen wurde die Kühlung, wie bei den bereits vorgestellten Untersuchungen, bei der Schmelztemperatur $T = T_M$ initialisiert (siehe *Abbildung 5-3*, S. 71) und zum anderen erfolgte das Zuschalten der Kühlung bereits bei Erreichen der Fügetemperatur T_F (siehe *Abbildung 7-6*).

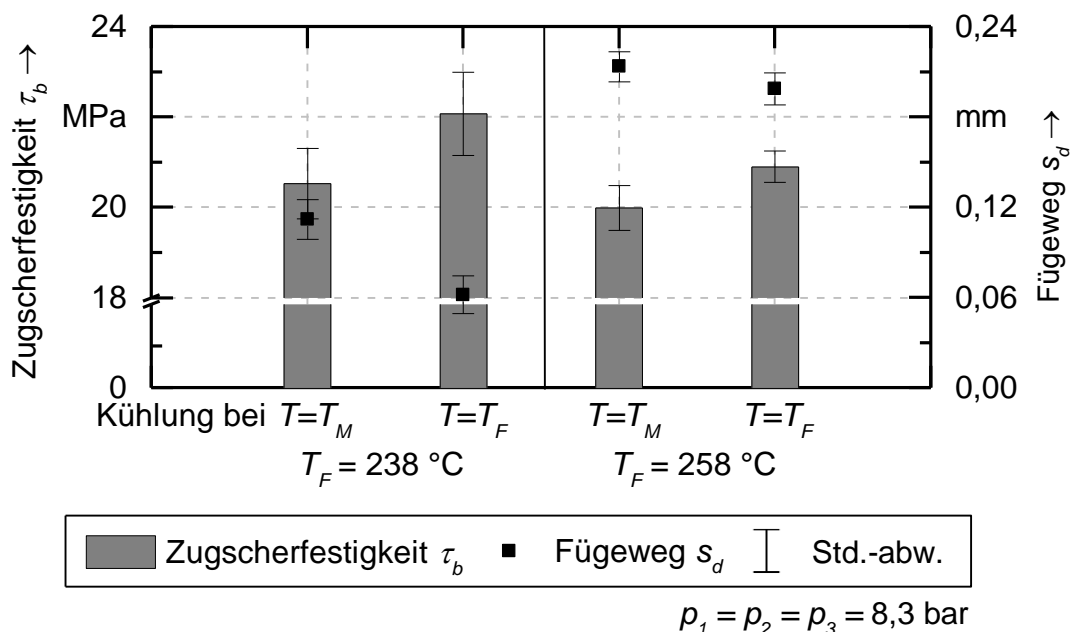


Abbildung 7-6: Zugscherfestigkeit τ_b und Fügeweg s_d in Abhängigkeit des Startpunktes der Abkühlung und der Fügetemperatur T_F

Der Zeitpunkt der Abkühlung beeinflusst neben der erreichten Zugscherfestigkeit τ_b auch den Fügeweg s_d . Es konnte eine durchschnittlichen Steigerung von τ_b um 7,5 % ($T_F = 238^\circ\text{C}$) bzw. um 4,5 % ($T_F = 258^\circ\text{C}$) durch das frühere Zuschalten der Kühlung bei $T = T_F$ festgestellt werden. Diese Zunahme an mechanischer Festigkeit kann in Analogie zu *Abschnitt 7.2.1* ebenfalls mit dem Fügeweg s_d begründet werden. Der Fügeweg s_d ist für die bei der Fügetemperatur T_F abgekühlten Proben niedriger, da die Dauer, in welcher der Kunststoff im schmelzflüssigen Zustand vorlag, reduziert war. Hierdurch stand eine größere Menge an aufgeschmolzener

Kunststoff-Matrix für die Herstellung der Verbindung zur Verfügung. Das bestätigen auch die Aufnahmen der Querschliffe der Proben bei $T_F = 258\text{ °C}$ mit (siehe *Abbildung 7-3b*) und ohne Kühlung (siehe *Abbildung 7-7*). Es stellt sich ein verringertes Schmelzewulst für die Kühlung bei $T = T_F$ ein, welcher nicht mit Fasern gefüllt ist.

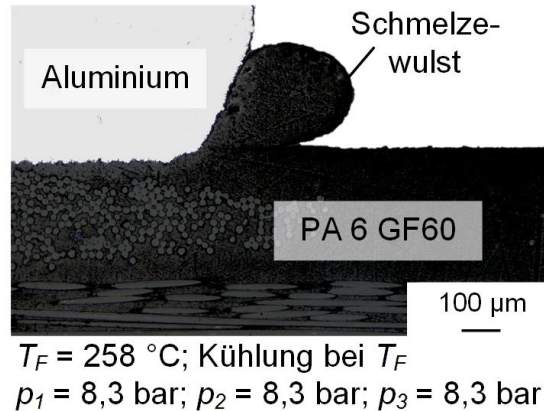


Abbildung 7-7: Querschliff der Aluminium-PA-Verbindung bei einer Füge-temperatur $T_F = 258\text{ °C}$ und Einsetzen der Abkühlung bei $T = T_F$

Darüber hinaus ist anhand der Kunststoff-Bruchflächen festzustellen, dass allgemein bei den aktiv gekühlten Proben weniger Fasern freiliegen (siehe *Abbildung 7-8*). Die Aluminium-Bruchflächen weisen hingegen keine erkennbaren Unterschiede auf. Dies legt wiederum nahe, dass die Reduktion der Zugscherfestigkeit auf das verdrängte Kunststoffmaterial aus der Fügefläche zurückzuführen ist. Demnach reduziert eine Kühlung bei der Schmelztemperatur T_M das Austreiben des Kunststoffes aus der Fügezone, wodurch sich verringerte Fügewege einstellen und die Benetzung der Metalloberfläche mit dem Kunststoff verbessert wird.

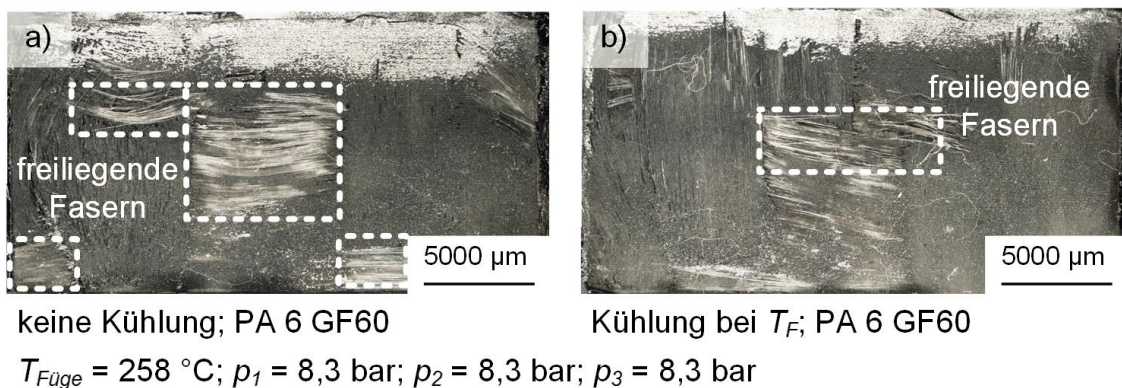


Abbildung 7-8: Kunststoffbruchfläche bei einer Füge-temperatur $T_F = 258\text{ °C}$ ohne Kühlung (a) und mit Kühlung bei $T = T_F$ (b)

7.3 Druckführung

Die Benetzung des Metalls mit dem Kunststoff kann außer durch die Temperatur, wie zuvor gezeigt, auch gezielt durch den Fügedruck modifiziert werden. Dies stellen die folgenden Untersuchungen dar, in denen der Druck in den drei Prozessphasen nach *Abschnitt 5.4.3, S. 70*, der Erwärmung (p_1), dem Fügen (p_2) und der Konsolidierung (p_3), systematisch variiert wurde. Hierbei erfolgte zunächst die unabhängige Einstellung eines Drucks p von 13,2 bar sowie 3,5 bar in jeder Prozessphase, wobei alle übrigen Werte auf einem mittleren Druck p von 8,3 bar gehalten wurden. Die Fügtemperatur betrug $T_F = 238\text{ °C}$ und die Abkühlung fand unter freier Konvektion statt. Daraus ergab sich für die Abkühlzeit der Proben von der Schmelz- T_M bis auf die Glasübergangstemperatur T_g eine Zeit t_k von ca. 19 s. Den Einfluss der Druckvariation auf die Zugscherfestigkeit τ_b sowie den Fügweg s_d stellt *Abbildung 7-9* dar.

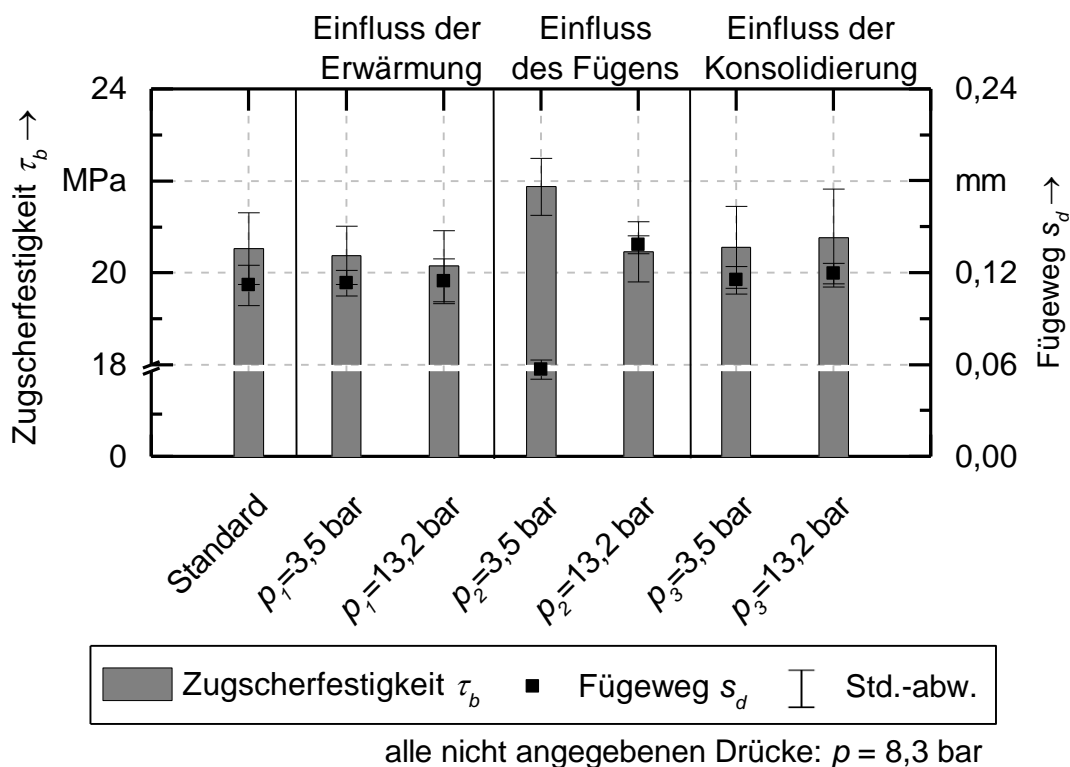


Abbildung 7-9: Zugscherfestigkeit τ_b und Fügweg s_d für verschiedene Drücke p in den Phasen 1 bis 3

Sowohl für $p_1 = 3,5$ bar als auch für $p_1 = 13,2$ bar ergaben sich eine durchschnittliche Zugscherfestigkeit τ_b von ungefähr 20,5 MPa sowie gleich lange Fügewege s_d (siehe *Abbildung 7-9*). Das entspricht der mittleren Festigkeit τ_b sowie dem Fügweg s_d bei einem Druck p_1 unter der Standard-Einstellung von 8,3 bar. Auch der

veränderte Konsolidierungsdruck p_3 wirkte sich bei sonst unveränderten Werten weder signifikant auf die Zugscherfestigkeit τ_b noch auf den Fügeweg s_d aus. Für alle drei getesteten Einstellungen ($p_3 = 3,5$ bar, $8,3$ bar, $13,2$ bar) betrug die Festigkeit τ_b im Mittel $20,5$ MPa. Es lässt sich schlussfolgern, dass eine Variation von p_3 bei sonst unveränderten Drücken p_1 und p_2 die Benetzung in der Fügefläche nicht signifikant beeinflusst. Die Erhöhung des Drucks p_2 von $3,5$ bar auf $13,2$ bar ist mit einem Anstieg des Fügewegs s_d von $0,06$ mm auf $0,14$ mm verbunden. In dieser zweiten Phase (*Fügen*) des Prozesses liegt das Temperaturniveau über dem Schmelzpunkt, wodurch ein erhöhter Druck zu einer größeren Eindringtiefe s_d der Aluminiumprobe in den Kunststoff-Fügepartner führt. Es konnte hierbei keine signifikante Veränderung der Verbundfestigkeit festgestellt werden. Ein verminderter Druck ($p_2 = 3,5$ bar) hatte neben einem reduzierten Fügeweg ($s_d = 0,06$ mm) eine um $6,5$ % erhöhte Zugscherfestigkeit τ_b von $21,9$ MPa zur Folge. Es zeigte sich, dass die Reduktion des Fügedrucks p_2 die Menge an verdrängter Matrix verminderte, wodurch die Benetzung positiv beeinflusst wurde. Diese Annahme kann durch die Analyse der Bruchflächen unterstützt werden. Für die Einstellung des Fügedrucks von $p_2 = 13,2$ bar ist in *Abbildung 7-10* zu erkennen, dass im Vergleich zu $p_2 = 3,5$ bar ein größerer Anteil des CFRTP freiliegende Verstärkungsfasern aufweist. Der Anteil der freiliegenden Verstärkungsfasern gegenüber der gesamten Fügefläche ergibt ca. 13 % (a) bei einem Druck von $p_2 = 3,5$ bar, wohingegen bei einem höheren Druck während des Fügens dieser Wert bei 31 % (b) liegt.

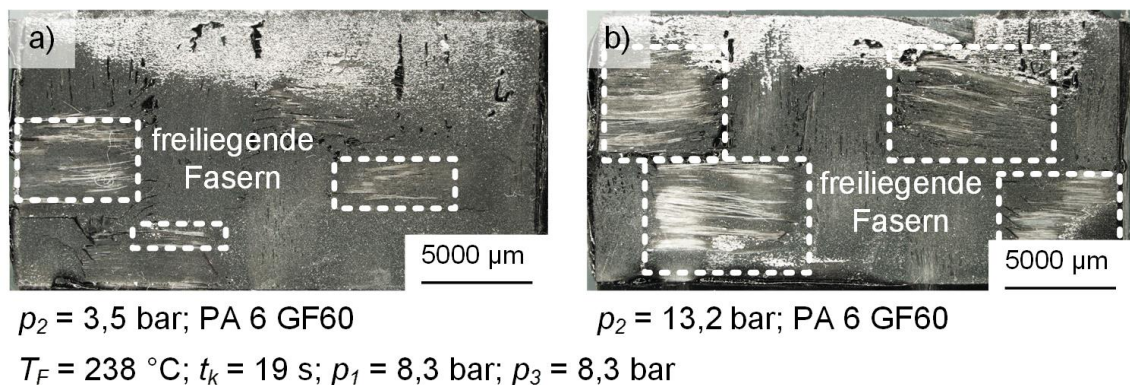


Abbildung 7-10: Kunststoffbruchflächen bei einer Fügetemperatur $T_F = 238$ °C und reduziertem (a) sowie erhöhtem Druck p_2 (b) beim Fügen (Phase 2)

Dies bestätigen auch Aufnahmen von Querschliffen gemäß *Abbildung 7-11*. Hierbei stellt sich bei einem reduzierten Fügedruck (a) ein nur sehr kleiner Kunststoffwulst im Vergleich zu einem erhöhten Wert (b) ein. Der Kunststoffwulst ist für beide Parameter nicht mit Glasfasern gefüllt.

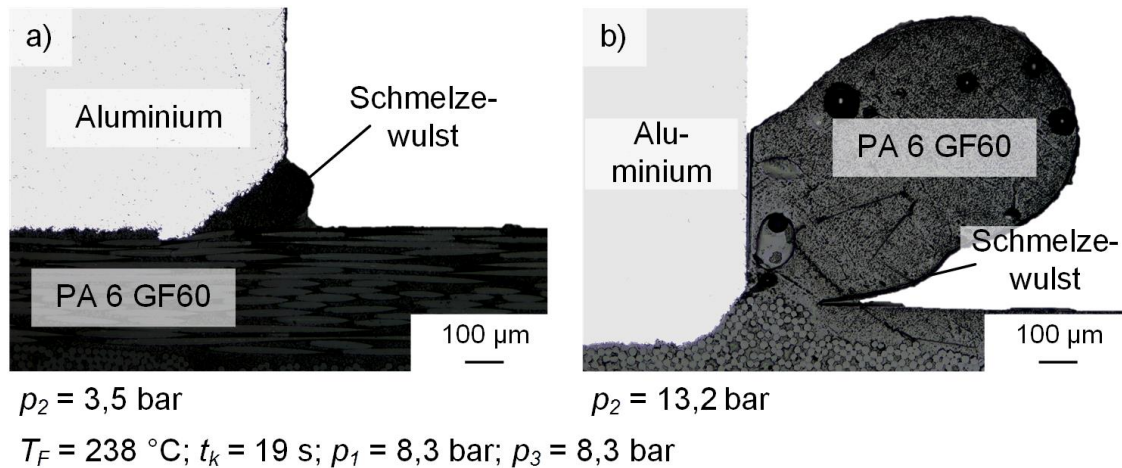


Abbildung 7-11: Querschliff der Aluminium-PA-Verbindung bei einer Fügetemperatur $T_F = 238 \text{ °C}$ und reduziertem (a) sowie erhöhtem Druck p_2 (b) beim Fügen (Phase 2)

Für einen reduzierten Fügedruck p_2 , der nach *Abbildung 7-9* die höchste Zugsheerfestigkeit τ_b lieferte, wurde schrittweise der Konsolidierungsdruck p_3 zwischen 3,5 bar und 13,2 bar variiert (siehe *Abbildung 7-12*).

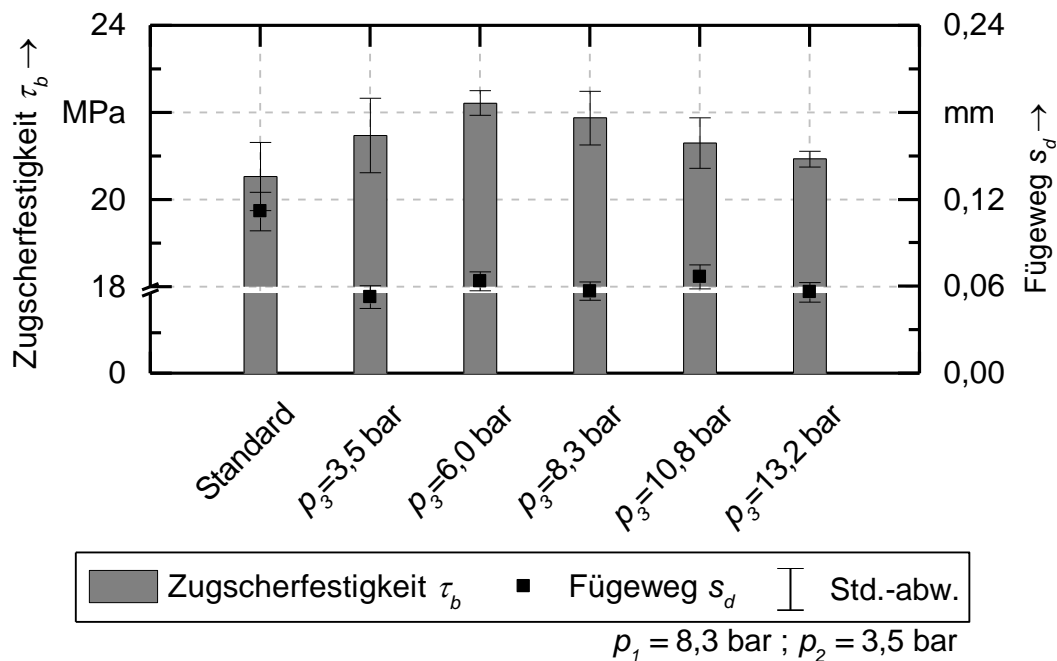


Abbildung 7-12: Zugscherfestigkeit τ_b und Fügeweg s_d für verschiedene Drücke p_3 bei der Konsolidierung (Phase 3)

Aufgrund des unter der Schmelztemperatur T_M einsetzenden Konsolidierungsdrucks p_3 ergab sich für alle Parameter ein ähnlicher Fügeweg s_d im Bereich von 0,06 mm (siehe *Abbildung 7-12*). Die ermittelte Zugscherfestigkeit wies hingegen

in Abhängigkeit von p_3 für moderate Drücke von 6,0 bar bis 8,3 bar einen Maximalwert von ungefähr 22,0 MPa auf. Das entspricht einer Steigerung der Verbundfestigkeit von bis zu 8 % ($p_3 = 6,0$ bar) im Vergleich zu einem konstanten Druck ($p_1 = p_2 = p_3$) von 8,3 bar bei Standard-Einstellung. Sowohl eine Vergrößerung des Konsolidierungsdrucks p_3 auf über 8,3 bar als auch eine Verringerung auf 3,5 bar hatte eine Reduktion der Verbundfestigkeit zur Folge. Für den Druck $p_3 = 13,2$ bar wurde eine mittlere Zugscherfestigkeit von 21,0 MPa bei der im Vergleich geringsten Standardabweichung ermittelt. Eine ähnliche Standardabweichung ist jedoch auch für einen Druck $p_3 = 6,0$ bar erzielt worden, weshalb dieser Rückgang nicht eindeutig auf die erhöhte Fügekraft während des Aushärtens zurückgeführt werden kann. Die Bruchflächen wiesen in jedem Fall keinen signifikanten Unterschied auf.

Nach SICKERT (2015, S. 64) ist ein Druckprofil aus geringem Fügedruck p_2 und Konsolidierungsdruck p_3 , dessen Wert über dem Fügedruck liegt, für die Qualität der Verbindung vorteilhaft. Diese Beobachtung wurde im Rahmen der vorliegenden Untersuchung bestätigt. Hierbei wirkte sich ein moderater Konsolidierungsdruck ($6,0 \text{ bar} < p_3 < 8,3 \text{ bar}$) positiv auf die Zugscherfestigkeit aus, allerdings nur unter Applikation eines geringen Fügedrucks ($p_2 \approx 3,5 \text{ bar}$). Die Ursache für dieses Verhalten konnte nicht eindeutig bestimmt werden. In HABERSTROH & SICKERT (2014) wurden eine reduzierte Eigenspannung und ein Ausgleich der thermischen Schrumpfung während des Abkühl- und Aushärtungsprozesses als mögliche Gründe genannt. Unter diesem Aspekt ist anzumerken, dass die Eigenspannungen im Fügeverbund nicht direkt und nur mit erhöhtem Aufwand messbar sind. Daneben beeinflussen das Temperaturprofil (siehe *Abschnitt 7.2*) und der Werkstoff selbst maßgeblich die Ausbildung dieser Eigenspannungen.

7.4 Wechselwirkung von Fügedruck und Abkühlzeit

Sowohl eine längere Abkühldauer t_k als auch ein reduzierter Fügedruck p_2 führten zur Erhöhung der erreichbaren Zugscherfestigkeit τ_b . Die Kombination der Wirkungen dieser beiden Parameter ist in *Abbildung 7-13* mit entsprechenden Vergleichsmessungen unter Standard-Einstellungen sowie bei Variation einer einzelnen Einflussgröße aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass keine weitere Erhöhung der Zugscherfestigkeit durch die kombinierte Nutzung beider Parameter möglich

ist. Die gemittelte Festigkeit liegt bei ungefähr 22,3 MPa und damit auf einem ähnlichen Niveau bei den Versuchen mit alleinig erhöhter Abkühldauer t_k sowie reduziertem Fügedruck p_2 .

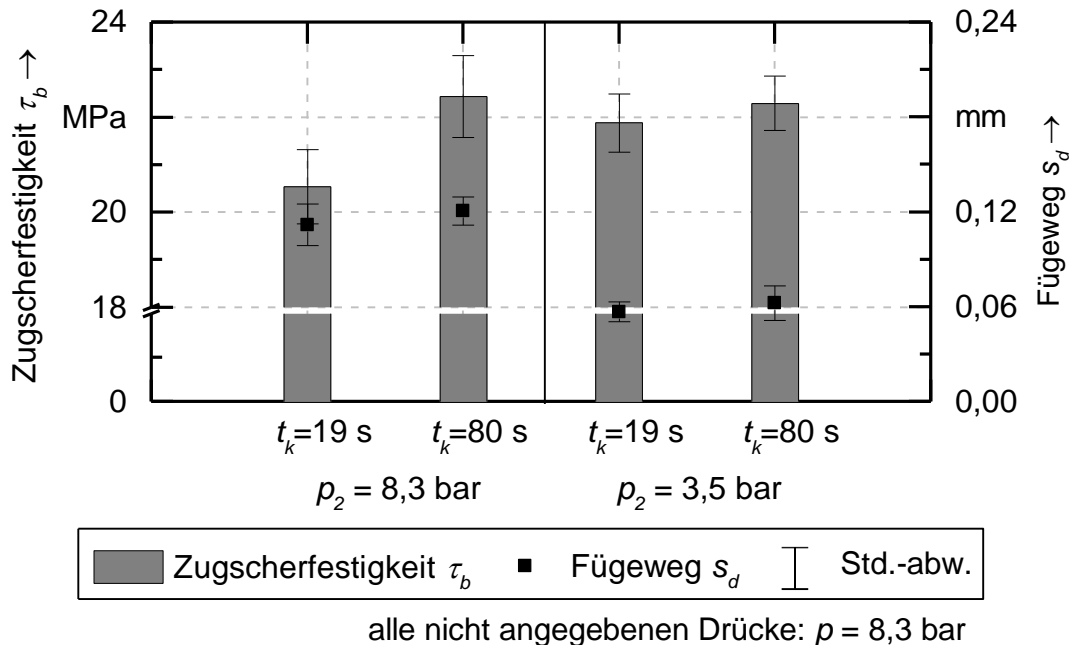
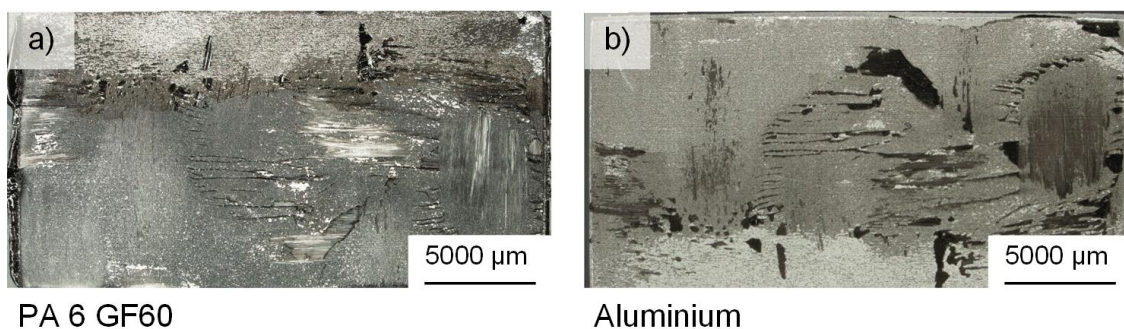


Abbildung 7-13: Zugscherfestigkeit τ_b und Fügeweg s_d bei Kombination von erhöhter Abkühldauer t_k und reduziertem Druck p_2

Die Aluminium-Bruchfläche bei der erhöhten Abkühldauer t_k und dem reduzierten Fügedruck p_2 weist nach *Abbildung 7-14* mehrheitlich kohäsives Versagen der Kunststoff-Matrix auf.



PA 6 GF60

Aluminium

$T_{\text{Füge}} = 238 \text{ }^\circ\text{C}$; $t_k = 80 \text{ s}$; $p_1 = 8,3 \text{ bar}$; $p_2 = 3,5 \text{ bar}$; $p_3 = 8,3 \text{ bar}$

Abbildung 7-14: Kunststoff- (a) und Aluminiumbruchfläche (b) bei einer Füge-temperatur $T_F = 238 \text{ }^\circ\text{C}$ mit verlängerter Abkühldauer t_k und verringertem Fügedruck p_2

Auf dem Kunststoff sind wiederum Rückstände des Aluminiums zu erkennen. Ähnliche Bruchbilder weisen auch die Bruchflächen bei ausschließlich erhöhter Abkühldauer (siehe *Abbildung 7-5*) sowie bei einer Reduktion des Fügedrucks p_2 (siehe *Abbildung 7-10a*) auf. Es ist daher anzunehmen, dass eine endgültige Festigkeit der Kunststoff-Matrix sowie der Aluminium-Oxidschicht erreicht wurde und somit keine weitere Steigerung der Zugscherfestigkeit möglich war.

7.5 Zusammenfassung

Eine gezielte Temperatur- und Druckführung beeinflusst die Festigkeit der KMV. Dieser Einfluss wurde für die Temperaturführung anhand der schrittweisen, systematischen Modifikation der Fügtemperatur T_F , der Abkühlzeit t_k sowie des Startpunktes der Kühlung aufgezeigt. Der Druck wurde hingegen systematisch über die drei Prozessphasen variiert. Abschließend erfolgte die Betrachtung der Wechselwirkung von Fügedruck und Abkühldauer. Anhand der gemessenen Zugscherfestigkeit τ_b , des aufgezeichneten Fügewegs s_d und der Bruchflächen konnte eine geeignete Temperatur- und Druckführung für die betrachtete Werkstoffpaarung abgeleitet werden.

Die Versuche haben bestätigt, dass die Fügtemperatur T_F ein maßgebender Parameter für die erreichbare Qualität der Verbindung ist. Wurde diese zu niedrig gewählt, wurde kein bzw. ein nicht vollständiges Benetzen der laserstrukturierten Aluminiumoberfläche mit der Kunststoff-Matrix erzielt. Ist ein zu hoher Wert appliziert, zersetzt sich der Kunststoff, wodurch die Verbundfestigkeit abnimmt. Diese beiden Effekte grenzen den Prozessbereich des thermischen Fügeprozesses ein, in dem Untersuchung stattfanden. Durch Temperaturen nahe der Zersetzung erreicht die Viskosität des Kunststoffes einen Wert, der die Benetzung der strukturierten Aluminiumoberfläche begünstigt. Daraus resultiert jedoch ein erhöhtes Verdrängen des Kunststoffes aus der Fügezone und folglich eine reduzierte Festigkeit, weil weniger Matrix zur Benetzung des Metalls bereitsteht und die Fasern verbleiben. Dies wird durch einen größeren Fügeweg s_d und einen höheren Anteil an freiliegenden Fasern auf der Bruchfläche bestätigt.

Durch ein gezieltes Nachheizen der Proben sollte der Kristallisationsgrad im Kunststoff gesteigert werden, um die Verbundfestigkeit zu erhöhen. Dieser Effekt konnte im Rahmen der Untersuchungen herausgearbeitet werden. Bei Anwendung der verlängerten Abkühldauer ($t_k = 80$ s), die durch einen zusätzlichen Wärmeein-

trag mit Hilfe von Laserstrahlung erreicht wurde, war eine Steigerung der Festigkeit τ_b um bis zu 10 % zu beobachten. Der Anstieg konnte jedoch nicht direkt mit dem Kristallisationsprozess in Zusammenhang gebracht werden, da die Abkühlbedingungen weitere Effekte wie z. B. die Ausbildung von Eigenspannungen bewirken.

Anhand der Untersuchungen konnten darüber hinaus die Auswirkungen einer aktiven Abkühlung der Fügepartner beurteilt werden. Die aktive Kühlung wirkt sich beispielsweise verkürzend auf die Prozesszeit aus. Hierbei war zu beobachten, dass ein Zuschalten der Kühlung zum Zeitpunkt des Unterschreitens der Schmelztemperatur T_M keinen Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung hatte. Hingegen wurde bei einer Kühlung, die direkt nach Erreichen der Füge­temperatur T_F startete, ein Anstieg der Zugscherfestigkeit festgestellt. Dieser Effekt wurde, wie auch bei der Füge­temperatur T_F , mit dem Fügeweg s_d begründet. Der Kunststoff unterschreitet aufgrund der höheren Abkühlgeschwindigkeit die Schmelztemperatur schneller und die Zeit, in der die Matrix schmelzflüssig vorliegt, reduziert sich. Unter diesen Umständen wird weniger Kunststoff aus der Fügezone verdrängt, welcher folglich in größerer Menge für die Benetzung mit dem Aluminium zur Verfügung steht.

Die Menge an Thermoplast im Vergleich zu den Fasern, die zur Herstellung der Verbindung bereitsteht, kann darüber hinaus durch eine Reduktion des Fügedrucks p_2 erhöht werden. Eine alleinige Variation des Drucks während der Erwärmung (p_1) oder der Konsolidierung (p_3) hatte in diesem Zusammenhang keine messbaren Auswirkungen auf die Verbundfestigkeit. Unter Anwendung eines reduzierten Fügedrucks p_2 konnte jedoch bei moderatem Konsolidierungsdruck p_3 die Zugscherfestigkeit gesteigert werden. Für einen Druck p_3 während des Abkühlens von ca. 6,0 bar und einen Fügedruck p_2 von ca. 3,5 bar wurde die im Vergleich höchste Zugscherfestigkeit τ_b mit ca. 22 MPa gemessen.

Eine Kombination aus längerer Abkühl­dauer t_k und verringertem Fügedruck p_2 führte indes nicht zu einer weiteren Erhöhung der Verbundqualität. Dies wurde anhand der Bruchfläche darauf zurückgeführt, dass mit der Zugscherfestigkeit τ_b von 22 MPa eine endgültige Festigkeit der Kunststoff-Matrix und/oder der laserstrukturierten Aluminium-Oberfläche erreicht war. Inwiefern die erreichbare Festigkeit der KMV bei Laserstrukturierung begrenzt ist, soll im folgenden Kapitel näher betrachtet werden.

8 Festigkeitssteigerung durch Laserstrukturierung

8.1 Allgemeines

Das vorliegende Kapitel bildet nach *Abbildung 4-1*, S. 63, den letzten Teil der empirischen Untersuchungen und beschreibt den Einfluss der Laserstrukturierung auf die mechanische Festigkeit der KMV. Hierfür werden auch wesentliche Erkenntnisse aus den experimentellen Untersuchungen in *Kapitel 6* herangezogen, welche zeigen, dass durch die Variation der Pulsenergie E_P , des Spotabstands l_{sp} und der Anzahl der Belichtungen n_B eine unterschiedlich ausgebildete Mikrostruktur sowie eine Oxidschicht auf dem Aluminium-Fügepartner entstehen. Der Einfluss dieser Oberflächeneigenschaften auf die Festigkeit des Verbundes wurde anhand der zerstörenden Prüfung mittels Zugscherprüfung beurteilt. Um Rückschlüsse auf die Bindemechanismen zu ziehen, wurden darüber hinaus die Bruchflächen analysiert. Durch die gezielt abgetragenen Oxidschichten soll im Folgenden die Frage beantwortet werden, zu welchem Anteil die Mikrostruktur sowie die Oxidschicht zur Ausbildung der Verbundfestigkeit beitragen. Darüber hinaus werden die Auswirkungen einer Feuchtigkeits- und einer Temperaturbelastung auf die Festigkeit in Abhängigkeit der Oberflächenmorphologie dargestellt. Das Kapitel schließt mit einer Analyse der Dauer des Laserstrukturierungsprozesses und der sich hierzu einstellenden Verbundeigenschaft.

8.2 Einfluss der Mikrostruktur

In *Abschnitt 6.2.2*, S. 80 wurde gezeigt, dass die mittlere Rauheit Ra einen Kennwert für die Oberflächenvergrößerung A_O repräsentiert. Die Rauheit kann wiederum definiert durch den Laserstrukturierungsprozess eingestellt werden. Dementsprechend wird im Folgenden dieser Kennwert zur Beschreibung der Mikrostruktur auf dem laserstrukturierten Aluminium herangezogen. Eine hohe Pulsenergie E_P und ein niedriger Spotabstand l_{sp} bewirken im untersuchten Parameterbereich Werte Ra von bis zu ca. 15 μm . Um den Einfluss dieser erzeugten Strukturen zu erfassen, wurden die Verbundeigenschaften anhand der Zugscherprüfung bestimmt. Es zeigt sich nach *Abbildung 8-1* eine stetige und signifikante Steigerung der Zugscherfestigkeit τ_b bis zu ca. 25 MPa bei einer mittleren Rauheit Ra von 8 μm . Eine weitere Erhöhung der Rauheit bewirkte nur eine geringe und in der Messunsicherheit liegende Zunahme der Zugscherfestigkeit. Die mechanischen

Verbundeigenschaften wurden folglich nicht stetig verbessert – es stellte sich im untersuchten Parameterbereich ein Grenzwert ein.

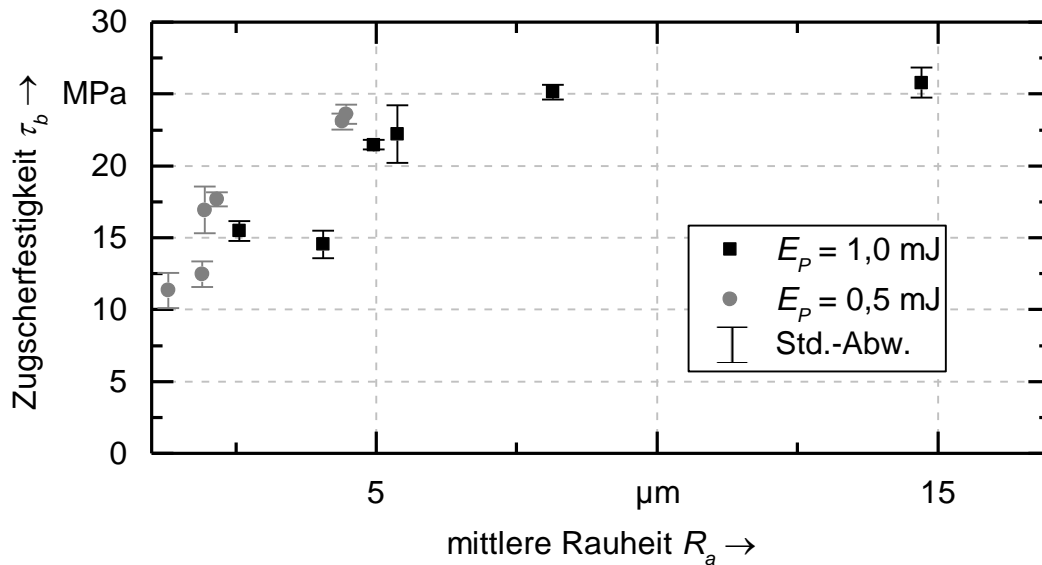


Abbildung 8-1: Zugscherfestigkeit τ_b in Abhängigkeit der mittleren Rauheit R_a

In Abbildung 8-2 ist die Zugscherfestigkeit τ_b über die beiden Parameter Spotabstand l_{sp} und Pulsenergie E_p aufgetragen, welche die Rauheit maßgeblich beeinflussen.

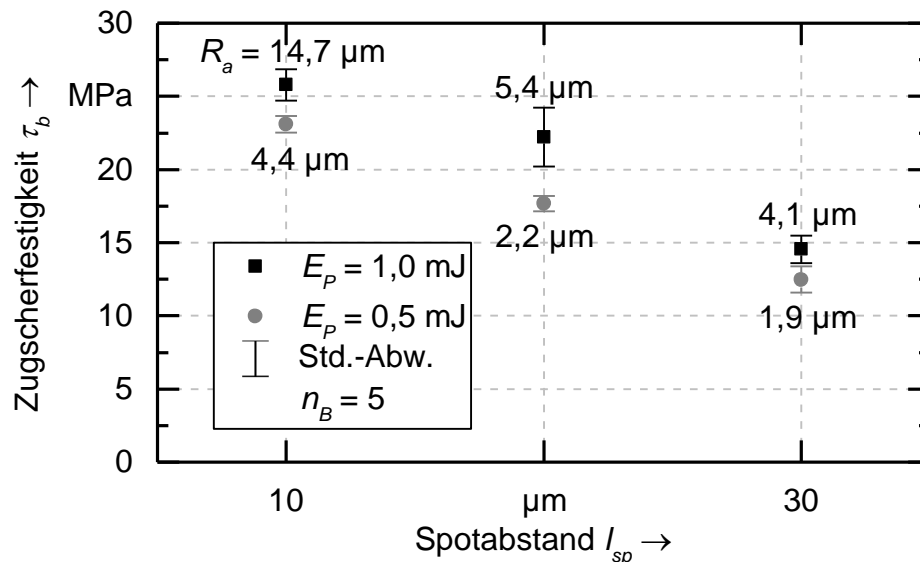


Abbildung 8-2: Zugscherfestigkeit τ_b in Abhängigkeit des Spotabstands l_{sp} sowie der Pulsenergie E_p mit Angabe der mittleren Rauheit R_a

Ein geringer Spotabstand l_{sp} führte hierbei zur wesentlichen Zunahme der Zugscherfestigkeit τ_b , wobei für eine höhere Pulsenergie E_P die Festigkeit auf einem höheren Niveau lag. Die Varianzanalyse nach *Anhang A.4, S. 177* bestätigt die statistische Signifikanz der Wirkung dieser beiden Parameter auf die Zugscherfestigkeit τ_b der KMV. Für die Anzahl der Belichtungen n_B konnte ein solcher Zusammenhang nicht nachgewiesen werden. Auffällig ist jedoch, dass bei einer Pulsenergie von $E_P = 0,5$ mJ für geringere Rauheiten Ra im Gegensatz zu $E_P = 1,0$ mJ höhere Festigkeitswerte erzielt wurden. Dies lässt auf einen wesentlichen Einfluss der Oxidschicht schließen, die sich bei einer Pulsenergie von $E_P = 0,5$ mJ sowie Spotabständen von $l_{sp} = 10$ μm und 20 μm in hohem Maße ausprägte (siehe *Abchnitt 6.3.1, S. 83*).

Bereits bei einem sehr geringen Energieeintrag ($H = 56$ J/cm^2) und einer sehr geringen Rauheit ($Ra = 1,3$ μm) wurde eine mittlere Zugscherfestigkeit τ_b von über 10 MPa gemessen. Im Vergleich hierzu konnte ohne Laserstrukturierung, also mit dem unbehandelten Werkstoff, keine reproduzierbare Festigkeit im Fügeverbund erzeugt werden. Die Bruchfläche zeigt nach *Abbildung 8-3* für geringe Energieeinträge ein partielles kohäsives Versagen der Fügeteile, da sich wesentliche Kunststoff-Rückstände auf der Aluminiumoberfläche (a) sowie Ablösungen der Metallstruktur auf dem Kunststoff befinden (b).

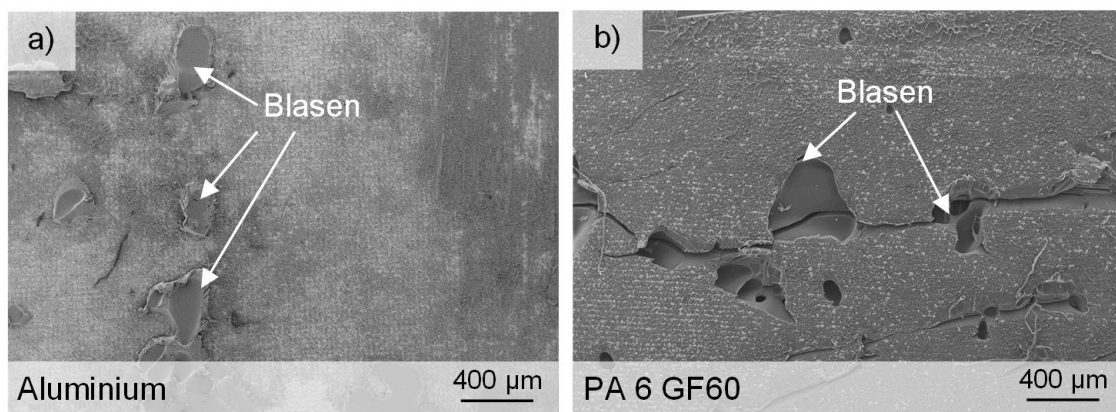


Abbildung 8-3: Bruchfläche eines laserstrukturierten Verbundes von Aluminium (a) und PA 6 GF60 (b) für eine Energiedichte $H = 56$ J/cm^2

Die durch die Laserstrukturierung gebildete Mikrostruktur zeichnet sich außerdem deutlich im Kunststoff ab, wodurch eine vollständige Benetzung im Fügevorgang bestätigt wird. Die Benetzung der laserstrukturierten Aluminiumoberfläche mit der Kunststoff-Matrix bei verschiedenen Energiedichten H ist in *Abbildung 8-4* dargestellt. Hierin ist ein großflächiger Kontakt zwischen Kunststoff und Aluminium mit nur wenigen Lufteinschlüssen erkennbar. Eine Erhöhung der Mikrorauheit

führt demnach zu einer zunehmenden Ausbildung von Anbindungsstellen zwischen den Fügepartnern.

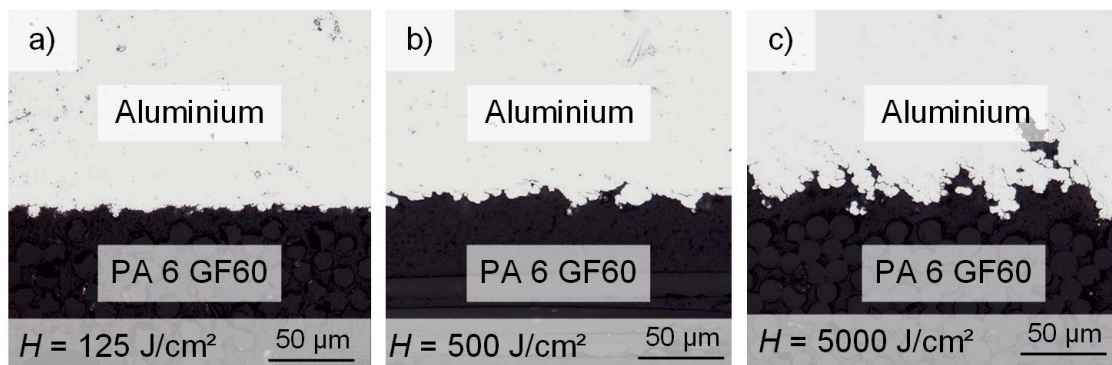


Abbildung 8-4: Schliffe der KMV mit Laserstrukturierungen der Energiedichte $H = 125 \text{ J/cm}^2$ (a), $H = 500 \text{ J/cm}^2$ (b) und $H = 5000 \text{ J/cm}^2$ (c)

Darüber hinaus wurden auf der Bruchfläche des Kunststoffes vereinzelt Hohlräume festgestellt, die auf eine Blasenbildung schließen lassen. Diese Blasenbildung ist nach *Abschnitt 3.2.5, S. 43* auf eine thermische Zersetzung des Kunststoffes zurückzuführen. Weiterhin fanden sich vermehrt Kunststoffrückstände (siehe *Abbildung 8-3a*) auf der Bruchfläche des Aluminium-Fügepartners an den Stellen, an denen Blasen im Kunststoff gebildet wurden.

Für mittlere Energieeinträge ($H = 500 \text{ J/cm}^2$, $Ra = 5,0 \mu\text{m}$) zeigt sich ein verstärkt kohäsives Bruchverhalten (siehe *Abbildung 8-5a, b*). Die erhöhte Rauheit führte auf dem Aluminium-Fügepartner über große Bereiche zu abgetrennten Kunststoffbestandteilen (a), die auf dem Metall angehaftet blieben. Hierbei wurde die Matrix vielfach von den Fasern gelöst, was an den Fasereinprägungen auf den Kunststoff-Bruchstücken der Aluminium-Bruchfläche erkennbar wird (siehe *Abbildung 8-6a*). Auf dem Kunststoff-Fügepartner selbst zeigt sich die in die Matrix eingeprägte Aluminium-Mikrostruktur (b). Dieses Bruchbild bestätigt wiederum die Benetzung, woraus eine mittlere Zugscherfestigkeit τ_b von ca. 22 MPa resultiert. Darüber hinaus wurden vereinzelt Bereiche mit Blasen beobachtet. Bei dem mittleren Energieeintrag fanden sich außerdem verstärkt abgelöste Aluminium-Bestandteile auf der kunststoffseitigen Bruchfläche (siehe *Abbildung 8-6b* und *Abbildung 8-5b*).

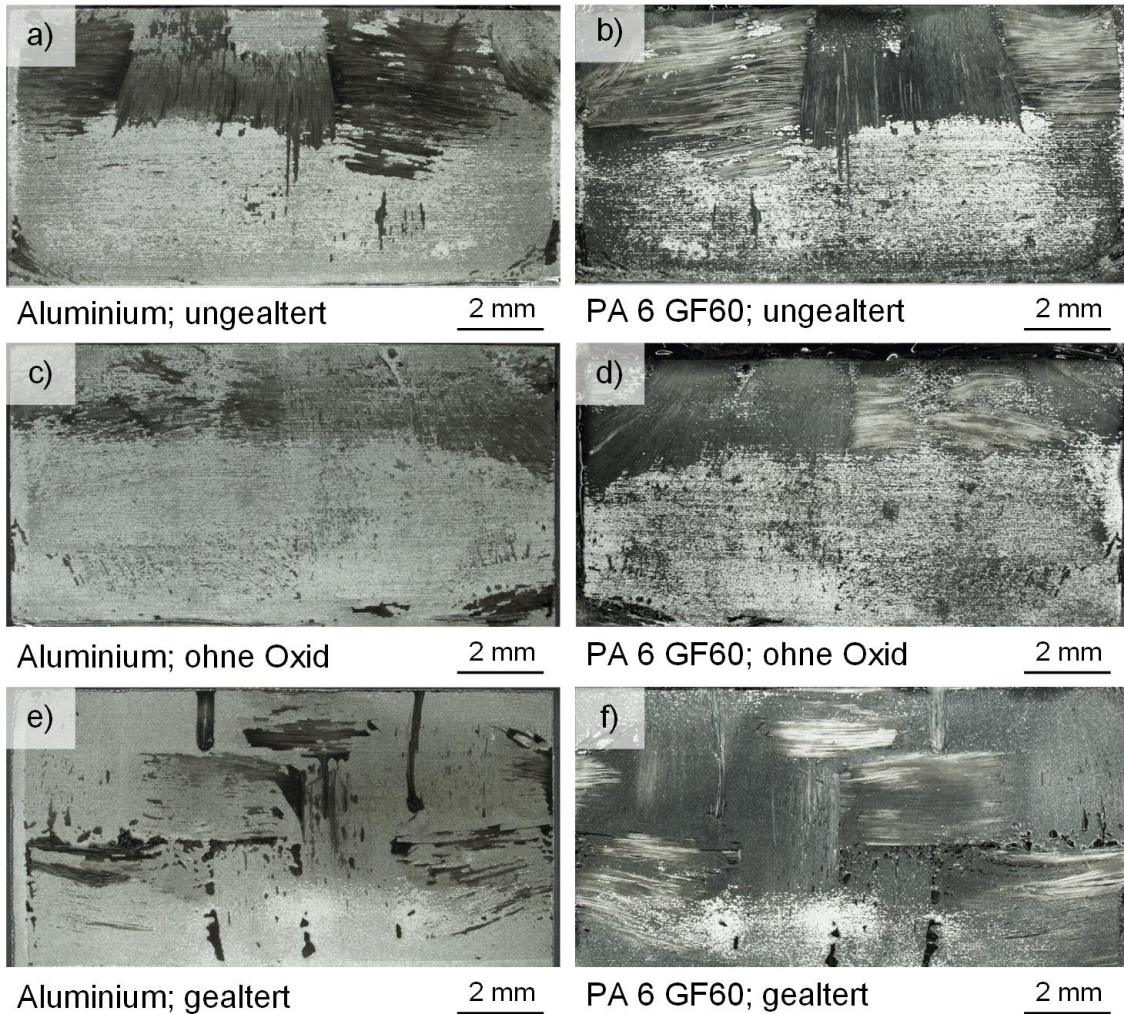


Abbildung 8-5: Bruchfläche von Aluminium (a) und PA 6 GF60 (b) bei abgetragener Oxidschicht (c, d) und nach Klimawechseltest (e, f)

Eine erhöhte mittlere Rauheit R_a von über $8 \mu\text{m}$, die bei Energiedichten H größer als 2000 J/cm^2 entsteht, führt zu einem umfassenden kohäsiven Versagen beider Fügepartner. Dies ist dadurch gekennzeichnet, dass sich großflächige Matrix-Bestandteile auf der Aluminium-Oberfläche befinden, die von den Fasern abgelöst wurden (Abbildung 8-8a). Alle übrigen Bereiche weisen Kunststoff-Rückstände auf, die sich in den Strukturtälern der Aluminiumoberfläche verkeilt haben (Abbildung 8-7a, c).

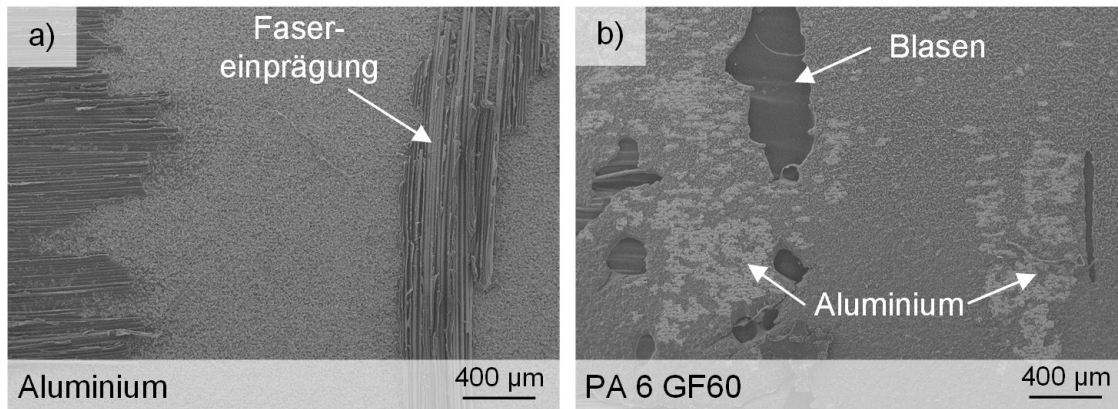


Abbildung 8-6: Bruchfläche von Aluminium (a) und PA 6 GF60 (b) für eine Energiedichte $H = 500 \text{ J/cm}^2$

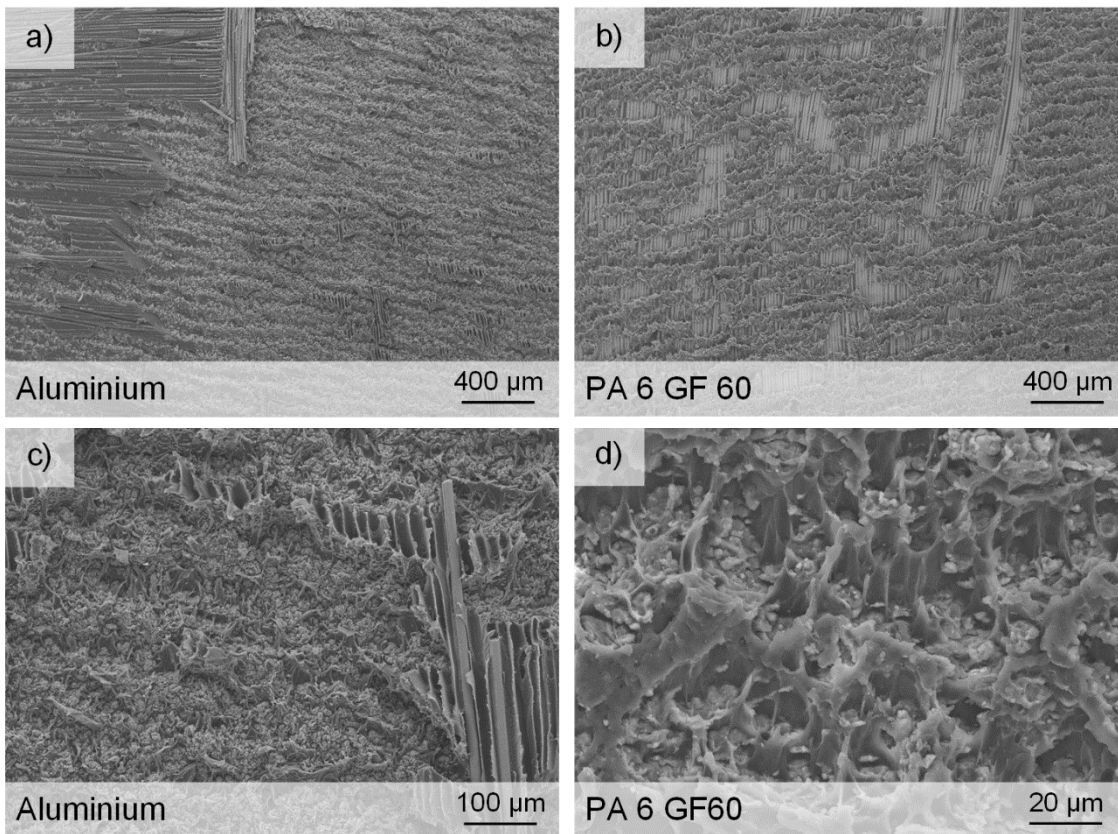


Abbildung 8-7: Bruchfläche von Aluminium (a, c) und PA 6 GF60 (b, d) für eine Energiedichte $H = 2000 \text{ J/cm}^2$

Die deutlich ausgebildete Mikrostruktur bewirkt folglich einen effizienten Formschluss zwischen dem Kunststoff und dem Metall. Auf der Kunststoffoberfläche sind die über große Bereiche freigelegten Glasfasern sowie die eingeprägte laserstrukturierte Oberfläche erkennbar (Abbildung 8-8b, Abbildung 8-7b). Bei einer hochaufgelösten Abbildung zeigen sich außerdem Rückstände des Aluminiums in

der Kunststoff-Bruchfläche (*Abbildung 8-7d*). Die mikroskopische Beschaffenheit der Oberfläche und die Benetzung mit dem Kunststoff ermöglichen demzufolge eine mittlere Zugscherfestigkeit τ_b im Bereich von ca. 25 MPa, welche durch eine weitere Erhöhung der Mikrorauheit nicht mehr gesteigert werden konnte. Das kohäsive Versagen im Kunststoff und die Ablösung von den Fasern lassen erkennen, dass die endgültige Kunststoff-Festigkeit erreicht wurde. Demzufolge führte eine weiter erhöhte Mikrorauheit, wie bei einer Energiedichte von $H = 5000 \text{ J/cm}^2$, zu keiner zusätzlichen Steigerung der mechanischen Festigkeit. Inwiefern sich die Oxidschicht auf diese Festigkeit auswirkt, wird im Folgenden dargestellt.

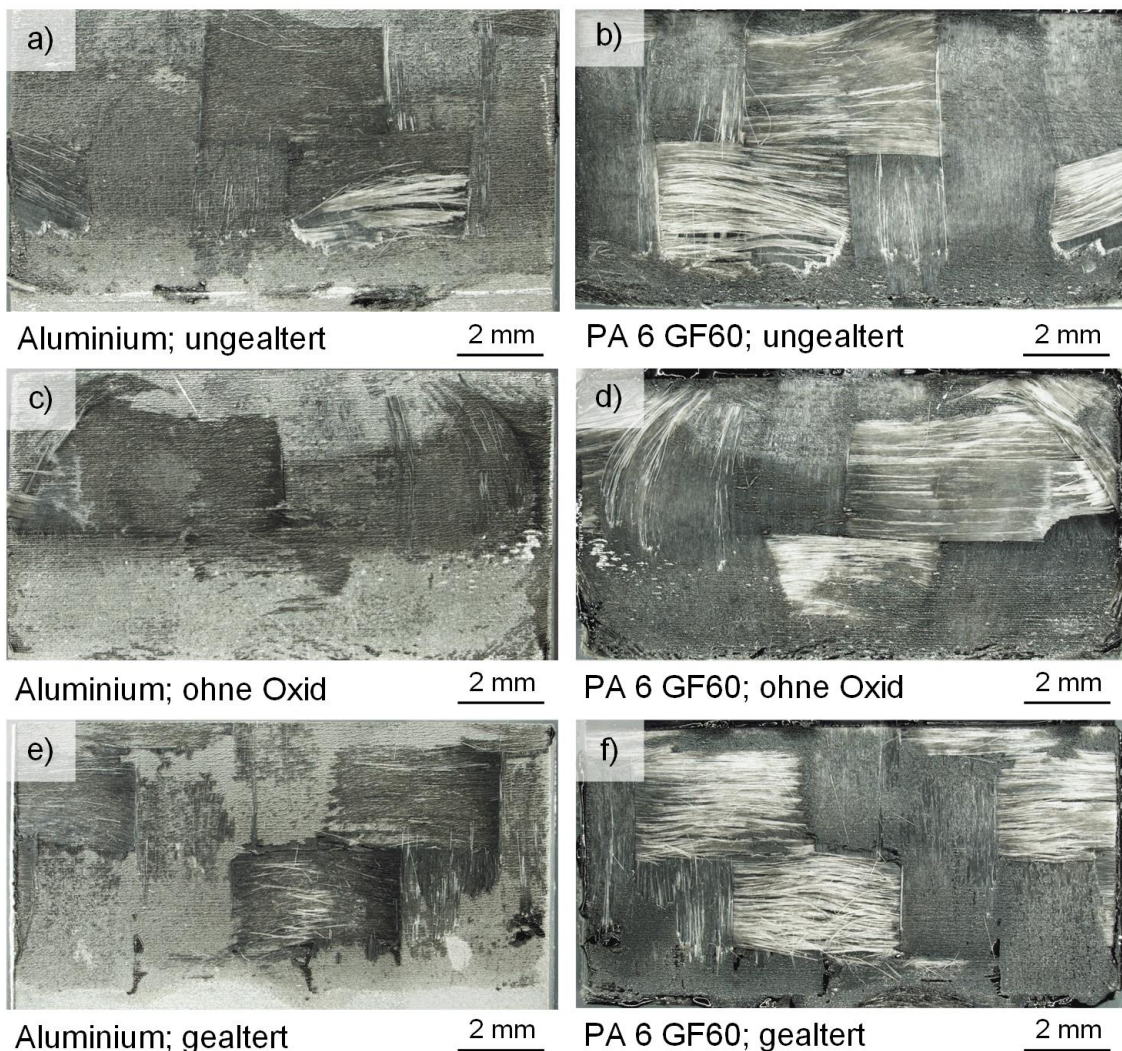


Abbildung 8-8: Bruchfläche für Aluminium (a) und PA 6 GF60 (b) bei einer Energiedichte $H = 2000 \text{ J/cm}^2$

8.3 Einfluss der Oxidschicht

Im Kapitel zum Stand der Forschung wird für Klebeverbindungen ein wesentlicher Einfluss der Oxidschicht, die sich während der Laserstrukturierung bildet, auf die mechanische Festigkeit der KMV aufgezeigt (siehe *Abschnitt 3.4.3, S. 55*). Um dieses Verhalten am Beispiel der thermisch gefügten KMV zu untersuchen, wurden die Oxidschichten auf den laserstrukturierten Proben gezielt abgetragen. Dies ermöglichte den Vergleich der mechanischen Eigenschaften für laserstrukturierte Oberflächen mit und ohne Oxidschicht. Eine Varianzanalyse nach *Anhang A.4, S. 177* bestätigt den statistisch signifikanten Einfluss der Oxidschicht auf die Verbundeigenschaften. Die verminderte Zugscherfestigkeit τ_b durch den Ätzprozess ist in *Abbildung 8-9* über der Energiedichte H aufgetragen.

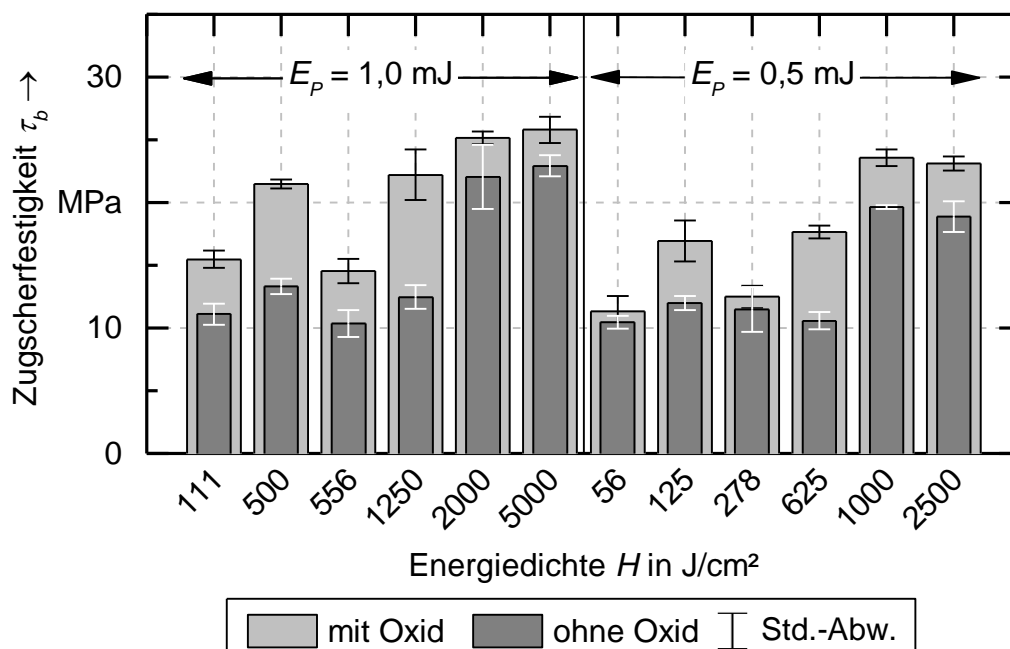


Abbildung 8-9: Zugscherfestigkeit τ_b in Abhängigkeit der Strukturierung der Energiedichte H für Proben mit und ohne Oxidschicht

Die Untersuchungen belegen, dass der Abtrag der Oxidschicht für jeden Strukturierungsparameter trotz der zusätzlichen Oberflächenvergrößerung (siehe *Abschnitt 6.3.2, S. 85*) einen Verlust an Zugscherfestigkeit zur Folge hat. In diesem Zusammenhang scheint die Oxidschicht in Abhängigkeit der Energiedichte zu unterschiedlichen Anteilen zur Verbundfestigkeit beizutragen. Für geringe Energieeinträge ($H = 56 \text{ J/cm}^2$, $H = 278 \text{ J/cm}^2$) und die daraus resultierenden geringen Festigkeiten war keine signifikante Reduktion der Zugscherfestigkeit τ_b durch das Ab-

tragen der Oxidschicht feststellbar. Dem gegenüber steht ein hoher Festigkeitsverlust für Proben, die mit mittleren Energien ($500 \text{ J/cm}^2 < H < 1250 \text{ J/cm}^2$) strukturiert wurden. Am Beispiel des Energieeintrags mit $H = 500 \text{ J/cm}^2$ ergab sich eine Reduktion in der Festigkeit um bis zu 40 % durch das Entfernen der Oxidschicht. Dies zeigt sich auch an der Bruchfläche (siehe *Abbildung 8-5a-d*). Auf der Aluminiumoberfläche finden sich für eine geätzte Oberfläche (c) im Vergleich zu einer nicht geätzten Oberfläche (a) weniger Kunststoffbestandteile wieder. Bei Einsatz eines geringen Spotabstands l_{sp} und eines hohen Energieeintrages H von 1000 J/cm^2 bis 5000 J/cm^2 ist nur ein geringer Unterschied zwischen der Probe mit Oxidschicht sowie der Probe ohne diese Schicht feststellbar. Die Bruchflächen (siehe *Abbildung 8-8a-d*) weisen keine wesentlichen Unterschiede auf. Einzig auf der Aluminiumoberfläche befinden sich weniger Kunststoff-Rückstände (c). Die Untersuchung lässt den Schluss zu, dass der Beitrag der Oxidschicht zu der Verbundfestigkeit von der mikroskopischen Beschaffenheit der Oberfläche abhängt. Hierbei ist für eine hohe mittlere Rauheit ($Ra \geq 8 \mu\text{m}$) der Einfluss des Oxides untergeordnet – der Formschluss trägt maßgeblich zur Erzielung der Verbundfestigkeit bei. Für eine Rauheit im Bereich weniger Mikrometer wird hingegen ein wesentlicher Anteil der Bindungskraft durch die auf dem Aluminium gebildete Oxidschicht beigetragen – die spezifische Adhäsion wirkt vermehrt. Dies hat u. a. Auswirkungen auf den Widerstand der Verbindung gegenüber Alterung.

8.4 Einfluss der Alterung

Im Klimawechseltests nach *Abschnitt 5.5.3, S. 75* ergab sich ebenfalls eine signifikante Abnahme der Festigkeit (siehe *Anhang A.4, S. 177*) auf, welche in *Abbildung 8-10* in Abhängigkeit der Energiedichte H aufgetragen ist. Hier ist zum einen ersichtlich, dass der Verbund für eine Pulsenergie von $E_P = 1,0 \text{ mJ}$ im Mittel weniger an Festigkeit verliert als bei $E_P = 0,5 \text{ mJ}$. Außerdem kann eine Tendenz zur geringeren Reduktion der Festigkeit für höhere Energieeinträge H abgeleitet werden. Dieses Verhalten ist mit der erhöhten Rauheit Ra für eine hohe Pulsenergie E_P sowie für geringe Spotabstände l_{sp} und dementsprechend hohe Energieeinträge H begründbar. Proben, die mit $E_P = 1,0 \text{ mJ}$ strukturiert wurden, weisen einen Festigkeitsabfall durch Alterung von ca. 10 % bis 20 % auf. Dieser Festigkeitsabfall fällt somit deutlich geringer aus, als die gemäß dem bisherigen Stand der Forschung erzielten Werte mit bis zu 50 % (siehe *Abschnitt 3.4.4, S. 57*). Eine Zu-

nahme der Mikrorauheit führt folglich zu einer verbesserten mechanischen Adhäsion zwischen dem Kunststoff und der Metalloberfläche, die einen hohen Widerstand gegenüber klimatischer Wechselbelastung erzeugt.

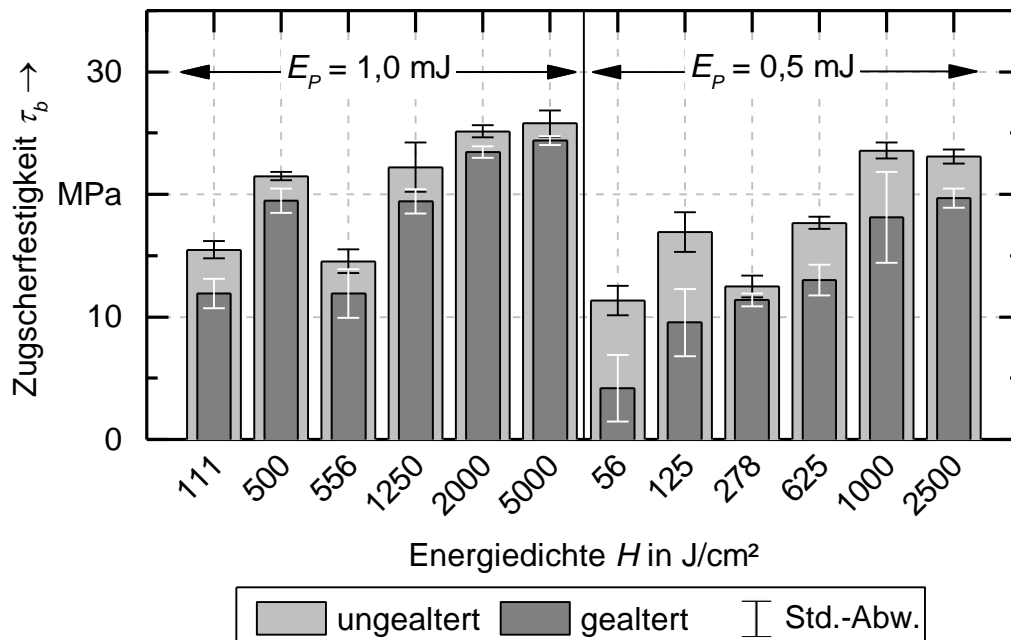


Abbildung 8-10: Zugscherfestigkeit vor und nach einem Klimawechseltest für Strukturierungen verschiedener Energiedichten H

Dies offenbart sich beispielhaft an der nur wenig veränderten Bruchfläche für eine Energiedichte mit $H = 5000 J/cm^2$. Die Aluminium- (siehe *Abbildung 8-8e*) und die Kunststoffoberfläche (*f*) weisen zwar im Vergleich zur nicht gealterten Probe (*a, b*) vermehrt Bereiche mit adhäsiver Werkstoffablösung auf. Der wesentliche Bruch erfolgte aber ebenfalls mit kohäsivem Versagen. Diese Versagensart begründet die hohe Festigkeit sowie den nur geringen Unterschied zur ungealterten Probe.

Ein anderes Erscheinungsbild zeigt sich für niedrigere Energieeinträge am Beispiel der in *Abbildung 8-11* dargestellten Bruchflächen. Hierbei ändert sich der zunächst über wesentliche Bereiche der Oberfläche beobachtete Kohäsivbruch (*a, b*) zu einem fast vollständigen adhäsiven Ablösen des Kunststoffes (*d*) von dem Aluminium (*c*). Dies führt zu dem Festigkeitsabfall, der für die gealterten Proben gegenüber den ungealterten Proben bei der Energiedichte H von $125 J/cm^2$ festgestellt wurde. Die Aluminiumoberfläche weist für den abgebildeten Parameter eine geringe mittlere Rauheit sowie eine nur gering ausgeprägte Oxidschicht auf.

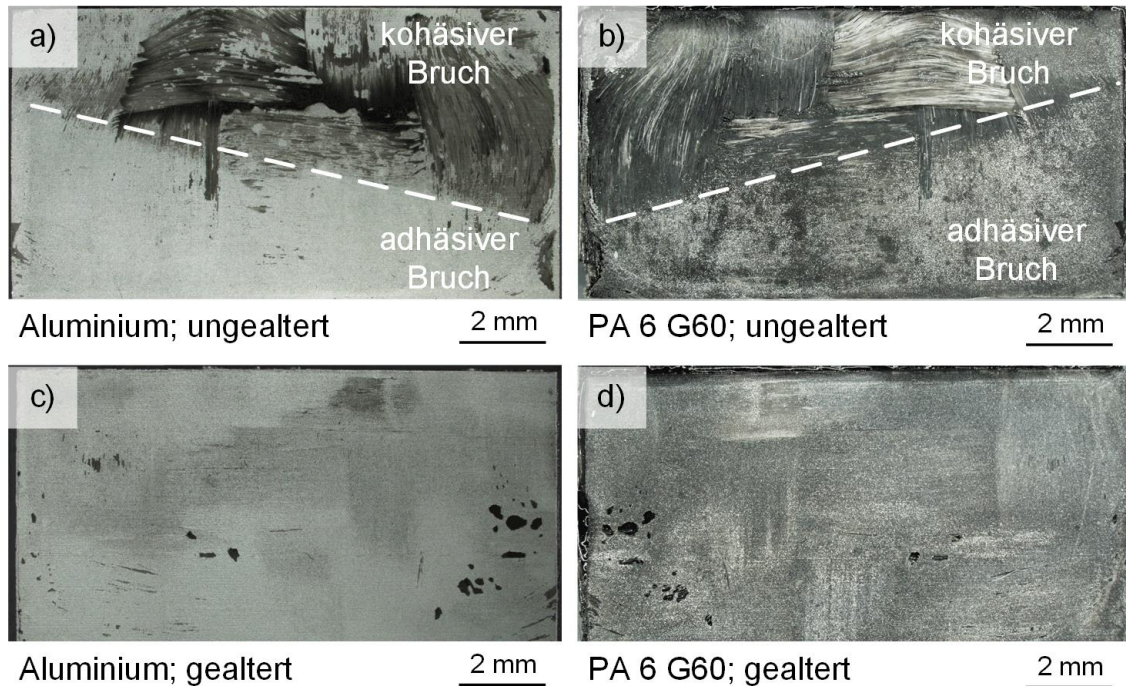


Abbildung 8-11: Bruchfläche für Aluminium (a) und PA 6 GF60 (b) und nach Klimawechseltest (c, d) bei Strukturierung mit einer Energie-dichte $H = 125 \text{ J/cm}^2$

Auf den besonderen Einfluss der Oxidschicht in Verbindung mit der Alterung soll weiterhin anhand *Abbildung 8-12* eingegangen werden. Diese stellt die mittlere Abnahme der Zugscherfestigkeit $\Delta\tau_b$ im Klimawechseltest über der mittleren Rauheit Ra in Abhängigkeit der Strukturierungsparameter dar. In dieser Abbildung sind Werte mit gleicher Pulsenergie E_P und gleichem Spotabstand l_{sp} , jedoch verschiedener Belichtungsanzahl n_B durch eine Linie verbunden. An der Anordnung der Linien zeigt sich zum einen, dass die mittlere Rauheit Ra durch eine gesteigerte Belichtungsanzahl n_B nur mit einer Pulsenergie von $E_P = 1,0 \text{ mJ}$ und einem Spotabstand von $l_{sp} = 10 \mu\text{m}$ wesentlich erhöht werden konnte. Trotz der unveränderten Mikrostruktur bewirkten mehr Belichtungen, mit einer Ausnahme, eine geringere Abnahme der Zugscherfestigkeit $\Delta\tau_b$ durch den Klimawechseltest. Da bei einer Steigerung der Belichtungen für die betrachteten Parameter eine verstärkte Ausbildung der Oxidschicht erfasst wurde, lässt sich daraus schlussfolgern, dass diese Schicht die Verbundfestigkeit positiv beeinflusst. Die statistische Signifikanz dieses Effektes konnte jedoch durch die Varianzanalyse nicht nachgewiesen werden (siehe *Anhang A.4, S. 177*).

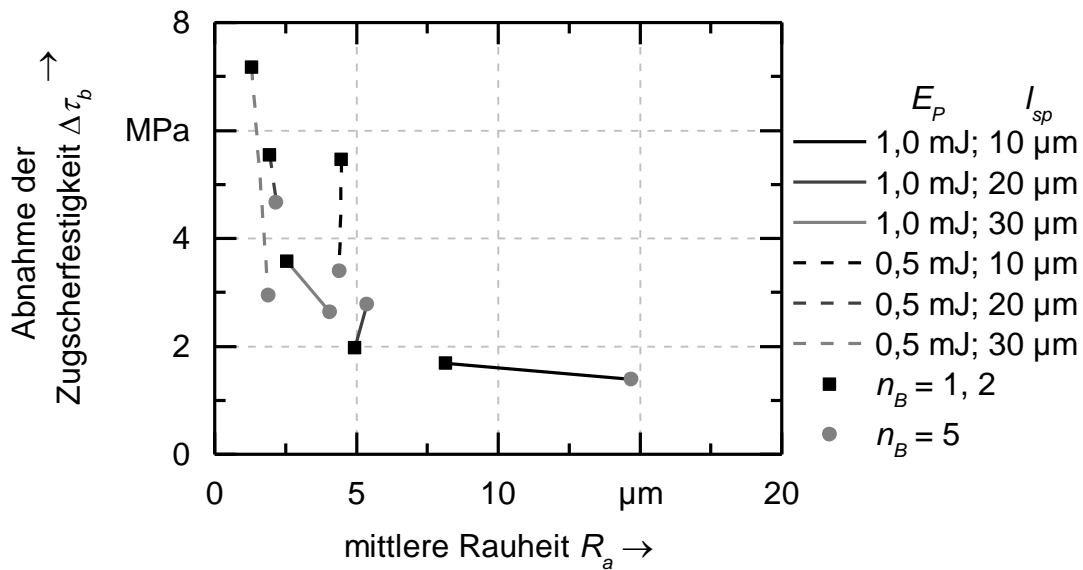


Abbildung 8-12: Abnahme der Zugscherfestigkeit τ_b durch einen Klimawechseltest in Abhängigkeit der mittleren Rauheit R_a

8.5 Prozessdauer

Aus den zuvor beschriebenen Untersuchungen kann abgeleitet werden, wie sich die mechanische Festigkeit in Abhängigkeit der Dauer des Laserstrukturierungsprozesses ausbildet. Entsprechende Daten sind in *Abbildung 8-13* aufgetragen.

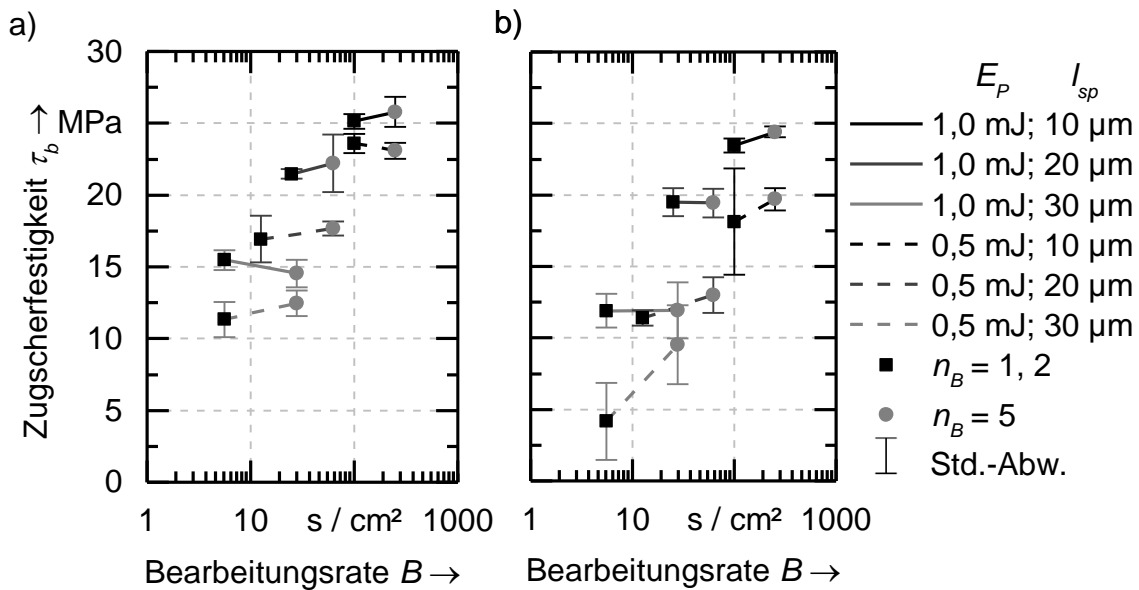


Abbildung 8-13: Zugscherfestigkeit τ_b in Abhängigkeit der Bearbeitungsrate B für ungealterte (a) und gealterte (b) Proben

Hierfür wurde die Bearbeitungsrate B nach Gleichung (2-11), S. 12, für die in Abschnitt 5.3.2, S. 66, vorgestellte Laserstrahlquelle abgeschätzt. Die Ergebnisse nach Abbildung 8-13 legen nahe, dass aus ökonomischer und technologischer Hinsicht eine hohe Pulsenergie E_P von 1,0 mJ bei geringem Spotabstand l_{sp} zwischen 10 μm und 20 μm zu wählen ist, da hierdurch eine geeignete Mikrostruktur und Oxidschicht ausgebildet werden. In diesem Zusammenhang zeichnete sich eine Energiedichte H von 500 J/cm² mit einer Kombination aus der Pulsenergie $E_P = 1$ mJ, dem Spotabstand $l_{sp} = 20$ μm und der Anzahl der Belichtungen $n_B = 2$ besonders aus, da hiermit eine Festigkeit τ_b vor (a) und nach der Alterung (b) von ca. 20 MPa bei einer Bearbeitungsrate B von 25 s/cm² erzielt wurde. Um eine Steigerung der Festigkeit τ_b auf ca. 23 MPa zu erreichen, ist nach dieser Abschätzung bereits eine vierfache Bearbeitungsrate B von 100 s/cm² ($H = 2000$ J/cm²) notwendig. Alle übrigen untersuchten Parameter, welche ähnliche Bearbeitungsraten B um 25 s/cm² ermöglichen, lieferten demgegenüber Festigkeitswerte von nur ca. 12 MPa nach Durchführung des Klimawechseltests.

8.6 Zusammenfassung

Dieses Kapitel beschreibt den Einfluss der Laserstrukturierung auf die mechanischen Eigenschaften der KMV anhand der gezielten Variation der Mikrostruktur und der Oxidschicht auf dem metallischen Fügepartner durch die Laser-Prozessparameter.

Es wurde eine stetige Steigerung der Zugscherfestigkeit τ_b von bis zu ca. 25 MPa bei einer mittleren Rauheit Ra von 8 μm auf der Probenoberfläche festgestellt. Eine weitere Erhöhung der Rauheit bewirkte nur eine geringe und in der Messunsicherheit liegende Erhöhung der Zugscherfestigkeit. In Bezug auf die Strukturierungsparameter führten ein geringer Spotabstand l_{sp} und eine hohe Pulsenergie E_P zur signifikanten Steigerung der Zugscherfestigkeit τ_b . Für die Anzahl der Belichtungen n_B konnte eine solche Abhängigkeit hingegen nicht nachgewiesen werden. Die Mikrostruktur auf dem Metall wurde hierbei für alle Oberflächenverhältnisse vollständig mit der Kunststoff-Matrix benetzt. Dementsprechend erzeugte die mikroskopische Beschaffenheit der Oberfläche eine hohe Anbindungsfläche. Das Bruchbild zeigte ein kohäsives Versagen im Kunststoff und die Ablösung von den Fasern für mittlere bis hohe Laser-Energieeinträge. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass

bei den erzielten Werten die endgültige Kunststoff-Festigkeit von ca. 25 MPa erreicht wurde. Es kann demzufolge keine höhere Festigkeit mit einer zunehmenden Mikrorauheit erwartet werden.

Die Untersuchungen decken darüber hinaus auf, dass der Abtrag der Oxidschicht für jeden Strukturierungsparameter einen Verlust an Zugscherfestigkeit, trotz der zusätzlichen Oberflächenvergrößerung auf der Probe, zur Folge hat. Hieraus wurde die Schlussfolgerung gezogen, dass die Oxidschicht in Abhängigkeit der Energiedichte bzw. der Rauheit, welche durch den Laserstrukturierungsprozess entsteht, zu unterschiedlichen Anteilen zur Verbundfestigkeit beiträgt. In diesem Zusammenhang ist für eine hohe Rauheit ($Ra \geq 8 \mu\text{m}$) der Einfluss der Oxidschicht auf die Verbundfestigkeit nicht ausschlaggebend. Ein wesentlicher Anteil der Bindungskraft wird durch die Oxidschicht hingegen für eine Rauheit Ra im Bereich weniger Mikrometer beigetragen.

Der Alterungsprozess bewirkte bei den Proben, welche mit einer Pulsenergie von $E_P = 1,0 \text{ mJ}$ strukturiert wurden, im Mittel einen geringeren Festigkeitsverlust als bei $E_P = 0,5 \text{ mJ}$. Außerdem zeigte sich eine Tendenz zur geringeren Reduktion der Festigkeit für höhere Energieeinträge. Die durchgeführten Zugscherversuche und die Analyse der Bruchflächen lassen darauf schließen, dass eine höhere Mikrorauheit eine verbesserte mechanische Adhäsion zwischen dem Kunststoff und der Metalloberfläche bewirkt, die wiederum zu einem hohen Widerstand gegenüber klimatischer Wechselbelastung führt. Hieraus resultiert der sehr geringe Festigkeitsabfall von 10 % bis 20 % durch den Alterungsprozess.

Aus ökonomischer und technologischer Hinsicht sind eine hohe Pulsenergie E_P von 1 mJ bei geringem Spotabstand l_{sp} zwischen $10 \mu\text{m}$ und $20 \mu\text{m}$ zu wählen, da hierdurch eine geeignete Mikrostruktur und Oxidschicht ausgebildet werden.

Dieses Kapitel liefert grundlegende Erkenntnisse über die Ausbildung der Laserstruktur auf dem Metall und deren Auswirkung auf die erreichbare Festigkeit der KMV. Um diese Erkenntnisse auf komplexe Werkstücke zu übertragen, bedarf es zusätzlich eines geeigneten örtlichen Wärmeeintrags in die Werkstücke des Fügeverbundes. Für die Anwendung des quasisimultanen Wärmeleitungsfügens wird hierfür im nächsten Schritt (*Kapitel 9*) ein geeignetes Verfahren vorgestellt.

9 Numerische Auslegung der Lasertrajektorie

9.1 Allgemeines

Mit dem vorliegenden Kapitel wird nach *Abbildung 4-1, S. 63*, mit einer Modellierung der anwendungsorientierte Teil dieser Arbeit eingeleitet. Das quasisimultane Wärmeleitungsfügen ist dadurch gekennzeichnet, dass die gesamte Fügefläche während des Fügevorgangs nahezu gleichzeitig erwärmt wird. Für die technische Umsetzung dieses Vorgangs bieten sich die Scanner-Optiken an, die die Abbildung des Laserbrennflecks auf dem Werkstück mit hohen Dynamiken ($v_L \approx 10 \text{ m/s}$) im Bearbeitungsfeld ermöglichen. Der Brennfleck ist dabei in der Regel wesentlich kleiner als das Bearbeitungsfeld. Ziel der numerischen Auslegung muss es folglich sein, die Definition einer geometrisch bestimmten Lasertrajektorie für die Erwärmung eines beliebigen metallischen Fügepartners zu ermöglichen. Dadurch soll eine homogene Temperatur an der Fügezone zum Kunststoff-Fügepartner erzeugt werden (siehe *Abbildung 9-1*). Dies ermöglicht eine gleichmäßige Verbindung der Werkstoffe, wobei eine örtliche Überhitzung des empfindlichen Kunststoffmaterials vermieden werden kann. Die Lasertrajektorie stellt hierbei eine geschlossene Bahn dar, wodurch die Laser-an-Zeit im Fügeprozess maximiert wird.

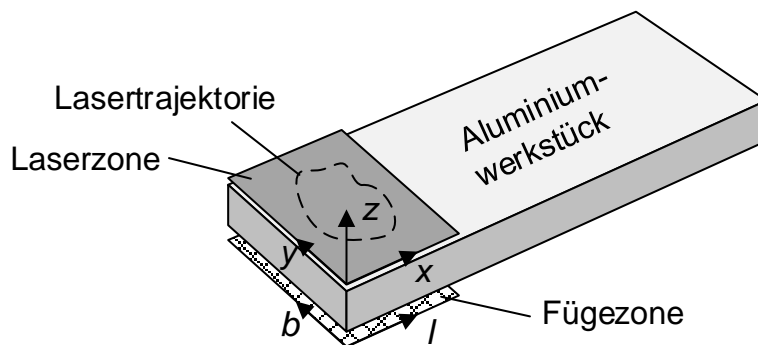


Abbildung 9-1: Modellgeometrie des zu erwärmenden Körpers mit Laserzone (x, y) und Fügezone (l, b)

Zur Lösung dieser Aufgabe wird im Folgenden ein Algorithmus vorgestellt, der die Optimierung der Form der Lasertrajektorie in Bezug auf die resultierende Fügezonentemperatur zunächst für einen einfachen Körper (siehe *Abbildung 9-1*) erzielt. Dieser Algorithmus ist mit einer thermischen Simulation gekoppelt, wobei die Nomenklatur derart gewählt wurde, dass die Lasertrajektorie auf der x - y -Ebene

und die Fügezone auf der l - b -Ebene liegen. Nach der Verifikation und der Validierung des Optimierungsmodells wird aufgezeigt, wie die Übertragung auf einen geometrisch komplexen Körper geschehen kann.

9.2 Optimierungsalgorithmus

9.2.1 Aufbau und Struktur

Als Optimierungsalgorithmus kam der GA nach POHLHEIM (2000) zum Einsatz. Die Struktur des gesamten Modells zur numerischen Auslegung besteht zudem aus einer thermischen Simulation, die mit dem GA gekoppelt ist. *Abbildung 9-2* stellt die Verknüpfung dieser Verfahren und den Ablauf der Optimierung dar, auf welche nachfolgend näher eingegangen wird.

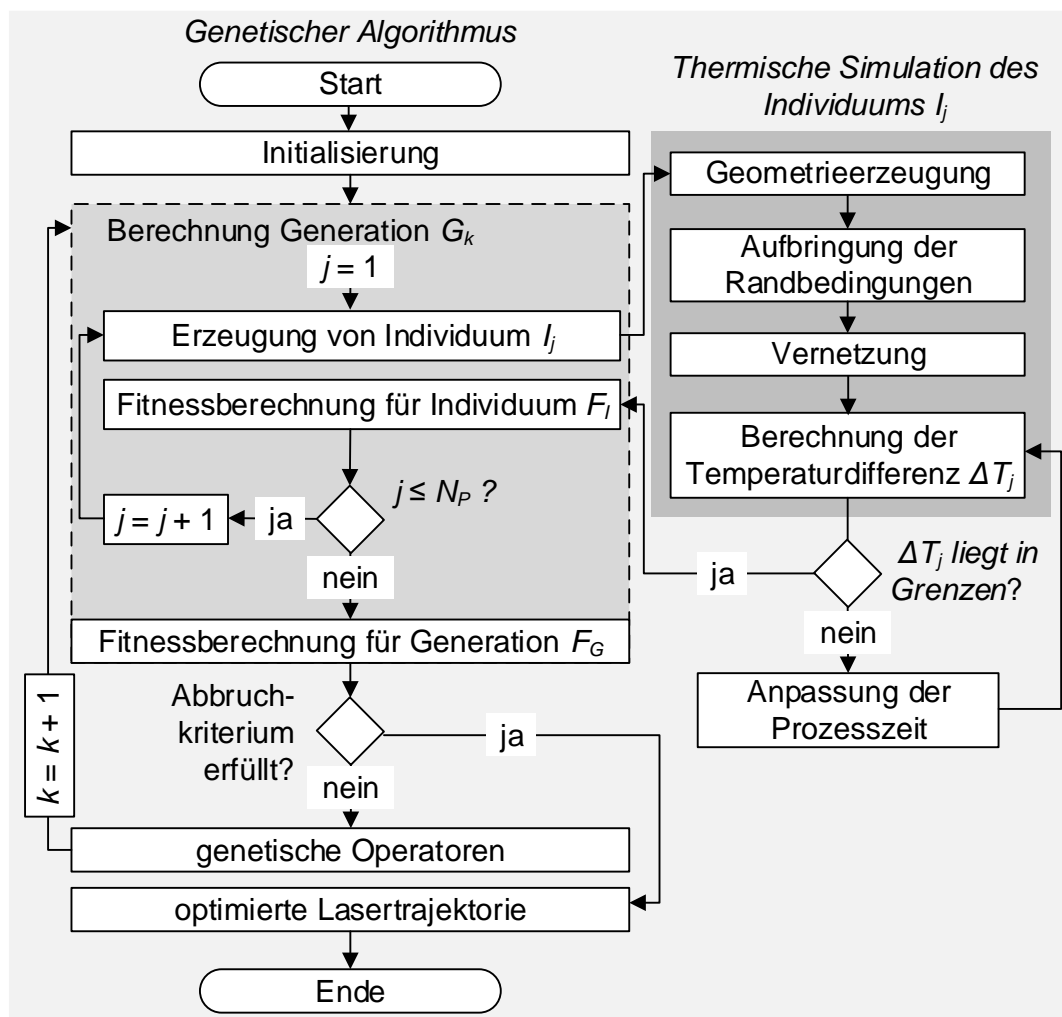


Abbildung 9-2: Vorgehen für die numerische Auslegung der Lasertrajektorie

Entsprechend *Abschnitt 2.3, S. 18*, werden die Begriffe der evolutionären Algorithmen auf die vorliegende Problemstellung übertragen (siehe *Tabelle 9-1*). Für die thermische Simulation wurde die Software *COMSOL-Multiphysics* eingesetzt, die sich der Finite-Elemente-Methode bedient und eine Schnittstelle zu *MATLAB* bietet. Die Software *MATLAB* diente der eigentlichen Umsetzung des GA.

Tabelle 9-1: Übertragung der Begriffe von evolutionären Algorithmen auf die vorliegende Problemstellung

Beschreibung	Bedeutung in Bezug auf die Problemstellung
Gene $g(x, y)$	x - und y -Koordinaten der Lasertrajektorie
Individuum I_j	Lasertrajektorie in Abhängigkeit der Koordinaten
Population N_P	Anzahl der Lasertrajektorien einer Generation
Generation G_k	Gesamtheit der Lasertrajektorien zum jeweiligen Entwicklungsstand der Optimierung
Fitness des Individuums F_I	Normierter Kehrwert der max. Temperaturdifferenz ($T_{max} - T_{min}$) des Temperaturfeldes auf der Fügefläche
Fitness der Generation F_G	Summe der Fitness der Individuen I_j der jeweiligen Generation G_k

Zu Beginn der Optimierung erfolgt die Initialisierung, die eine Parameterverarbeitung sowie die Erzeugung der Anfangspopulation an Genen beinhaltet. Daraufhin schließt sich die Berechnung der Generation G_k an. Innerhalb dieses Schrittes werden aus den Genen $g(x, y)$ die Individuen I_j , also die Lasertrajektorien, generiert. Die Individuen können wiederum iterativ an die thermische Simulation übergeben werden, welche die Temperaturdifferenz ΔT_j an der Fügefläche liefert. Da sich die Gestalt jedes Individuums auf die Lage und die Spreizung ΔT_j des Temperaturfeldes auswirkt, muss bei vorgegebener Laserleistung die Prozesszeit angepasst werden. Dies ermöglicht den quantitativen Vergleich der Temperaturfelder zwischen den Individuen I_j einer Generation G_k . Ist die Anpassung der Prozesszeit abgeschlossen, kann der Fitnesswert F_I des Individuums, welche die Ergebnisqualität darstellt, berechnet werden. Nach iterativer Bestimmung aller Individuen I_j der Anzahl N_P der Generation G_k wird die Gesamtfitness F_G der Generation berechnet. Daraufhin erfolgt die Prüfung der Abbruchkriterien. Ist keines der Abbruchkriterien erfüllt, so werden die genetischen Operatoren mit der Selektion, der Rekombination und der Mutation eingesetzt, um Individuen einer neuen Generation G_{k+1} zu erzeugen. Dies wird so lange fortgeführt, bis ein Abbruchkriterium eintritt. In

diesem Fall liegt die letzte Generation mit dem optimierten Individuum vor. Der detaillierte Ablauf des GA mit der Initialisierung, der Berechnung der Generation, der thermischen Modellbildung sowie den genetischen Operatoren wird im Folgenden erläutert.

9.2.2 Initialisierung

Die Initialisierungsphase beinhaltet die Definition aller Kenngrößen, die einmalig zu Beginn der Optimierung festgelegt werden müssen. Hierzu zählen die Parameterverarbeitung sowie die Erzeugung der Anfangspopulation.

Parameterverarbeitung

Im ersten Schritt der Parameterverarbeitung sind grundlegende Erwärmungsparameter festzulegen, welche das Aufheizverhalten steuern (siehe *Tabelle 9-2*). Zu diesen gehören die Laserleistung P_L , die Zieltemperatur T_{Ziel} sowie die minimale und die maximale Fügeflächentemperatur (T_{min} , T_{max}).

Tabelle 9-2: Definierte Simulationsparameter

Beschreibung	Formelzeichen	Wert	Einheit
Laserleistung	P_L	460	W
minimale Fügeflächentemperatur	T_{min}	220	°C
maximale Fügeflächentemperatur	T_{max}	280	°C
Zieltemperatur der Fügefläche	T_{Ziel}	250	°C

Zudem sind die Optimierungsparameter zu definieren, welche die Effizienz des GA bestimmen. Die Auswahl der Optimierungsparameter erfolgte empirisch und ist in *Tabelle 9-3* aufgetragen.

Tabelle 9-3: Definierte Optimierungsparameter

Beschreibung	Formelzeichen	Wert	Einheit
Anzahl der Gene	N_G	5	-
Größe der Population	N_P	100	-
Anteil an mutierten Individuen	P_M	20	%
Anteil an rekombinierten Individuen	P_R	70	%
Anteil an elitären Individuen	P_E	10	%
Mutationsrate	r_M	zufällig	

Hierbei muss ein Kompromiss zwischen der Qualität und der Vielfalt der Individuen gefunden werden. Zum einen kann eine möglichst hohe Variantenzahl innerhalb der Generation durch eine große Population N_P , einen hohen Anteil an mutierten P_M sowie rekombinierten Individuen P_R generiert werden. Zum anderen muss die Güte der Generation durch die Anzahl an elitären Individuen P_E , also Individuen, die unverändert in die nächste Generation übernommen werden, erhalten bleiben. Auf deren spezifische Bedeutung wird im weiteren Verlauf des Kapitels eingegangen.

Erzeugung der Anfangspopulation

Im Anschluss an die Parameterverarbeitung erfolgt im Algorithmus die Erzeugung der Anfangspopulation, welche mit einem Zufallsgenerator initialisiert wird und aus N_P Individuen besteht. Jedes Individuum der Population besitzt die Anzahl N_G (siehe *Tabelle 9-3*) an Genen $g(x,y)$, die zufällig auf der Laserzone verteilt sind. Hierbei wirkt sich die Gen-Anzahl auf die mögliche Komplexität der Lasertrajektorie aus. Die zufällig erzeugten Positionswerte der Gene werden gerundet, wodurch ein Raster (siehe *Abbildung 9-3*, Schritt 1) auf der Laserzone entsteht. Dieses Raster verkleinert den Suchraum und sorgt dafür, dass der Optimierungsalgorithmus schneller konvergiert und gleichzeitig das globale Optimum in einer angemessenen Zeit gefunden wird. Je feiner das Raster gewählt wird, desto länger ist die Rechenzeit, da sich die Anzahl an möglichen Individuen erhöht. Für die vorliegende Arbeit wurde eine Maschenweite von 0,25 mm eingesetzt. Der Suchraum umfasste somit bei einer Laserzone von $x = 12,5$ mm und $y = 25$ mm 5000 mögliche Positionen der Gene. Werden zwei Gene dem gleichen Punkt auf dem Suchraster zugeordnet, so geschieht eine automatische und zufällige Neubelegung eines der beiden Gene.

9.2.3 Berechnung der Generation

Die Berechnung der Generation beinhaltet die Erzeugung der Individuen aus den einzelnen Genen, die thermische Simulation und die Ermittlung der Prozesszeit sowie die Berechnung der Fitness von Individuum und Generation. Darüber hinaus muss das Abbruchkriterium festgelegt werden.

Erzeugung der Individuen

Der GA ermöglicht die Optimierung der Lasertrajektorie durch eine Modifikation der den Individuen zugeordneten Gene. Ein einzelnes Gen besteht im Anwendungsfall aus einem Punkt, der sich auf der Laserzone befindet. Für die Funktion

des GA musste folglich eine definierte Verknüpfung zwischen der Menge an Genen, die einem Individuum zugeordnet sind, und der Lasertrajektorie geschaffen werden. Voruntersuchungen haben in diesem Zusammenhang gezeigt, dass die Erzeugung einer geschlossenen Trajektorie durch zufälliges Verbinden der Gene die Funktion des GA verhindert. In diesem Fall führte beispielweise eine geringfügige Positionsveränderung eines einzelnen Gens zu einer vollständig andersartigen Lasertrajektorie und einem entsprechend veränderten Temperaturfeld in der Fügezone. Mögliche Individuen mit einem hohen Fitnesswert konnten dementsprechend nicht zielgerichtet weiter optimiert werden. Das innerhalb dieses Algorithmus implementierte Verfahren zur Erzeugung der Individuen aus den Genen besteht aus vier Schritten, die eine eindeutige Zuordnung der Gene zur Lasertrajektorie ermöglichen. Diese sind anhand einer Beispielkontur in *Abbildung 9-3* dargestellt.

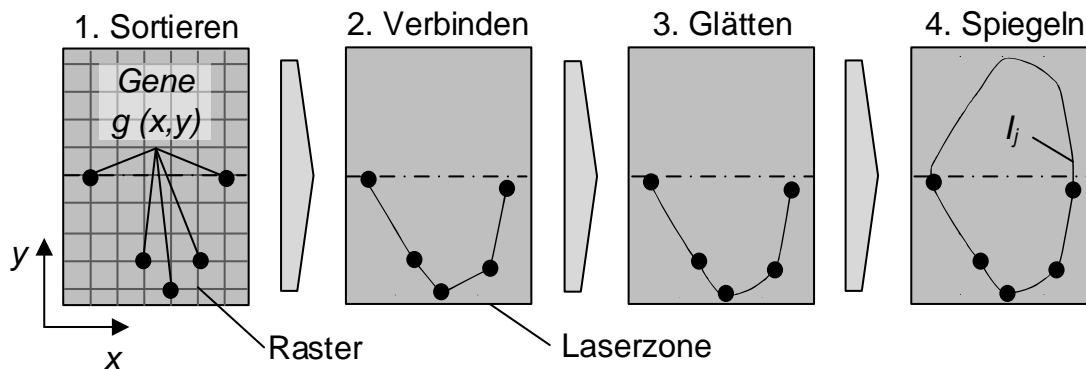


Abbildung 9-3: Generierung der Lasertrajektorie (Individuum I_j) auf der Fügezone, bestehend aus 5 Genen $g_j(x, y)$

Das Verfahren basiert darauf, die Symmetrie der Modellgeometrie (siehe *Abbildung 9-1*) auszunutzen. Dementsprechend befinden sich die innerhalb der Anfangspopulation erzeugten Gene der Anzahl N_G ausschließlich in einer Hälfte der Laserzone. Im ersten Schritt werden die zufällig generierten Gene durch einen Sortieralgorithmus aufsteigend nach x -Werten sortiert. Im zweiten Schritt werden die sortierten Gene in der Reihenfolge durch Geraden verbunden. Dies schränkt die Formgebung der Lasertrajektorie ein, ermöglicht jedoch eine definierte Zuordnung der Lage des Gens zur Gestalt der resultierenden Geometrie. Eine Glättung der erzeugten Kontur erfolgt im dritten Schritt. Die Glättung dient der besseren Übertragbarkeit der Lasertrajektorie auf die Scanner-Optik. Dies liegt in der Tatsache begründet, dass die durch das technische System darstellbare Konturtreue von der Richtungsänderung sowie der Vorschubgeschwindigkeit abhängig ist (siehe *Abschnitt 2.2.6, S. 16*). Im vierten Schritt schließt sich die Spiegelung der Kontur an

der Symmetrieachse der Laserzone an. Insofern die Anfangs- und Endpunkte nicht auf der Symmetrieachse liegen, wird die Lasertrajektorie I_j durch zusätzliche Geraden zwischen diesen Punkten geschlossen.

Ermittlung der Prozesszeit

Jedes Individuum erzeugt bei vorgegebener Laserleistung P_L eine zugehörige Temperaturspreizung ΔT_j und eine mittlere Temperatur T_m auf der Fügezone. Um die Vergleichbarkeit der Individuen der Generation zu gewährleisten, müssen die maximale und die minimale Temperatur (T_{max} , T_{min}) innerhalb des Schmelzbereiches des Kunststoffes liegen. Dies kann bei vorgegebener Laserleistung durch eine geringfügige Anpassung der Prozesszeit, also der Dauer des Erwärmungsvorgangs, sichergestellt werden. Liegt die obere oder untere Temperatur eines Individuums außerhalb des vorgegebenen Bereichs nach *Tabelle 9-2*, erfolgt mit Hilfe eines eigenständigen Algorithmus die iterative Veränderung der Prozesszeit mit der kleinsten Schrittweite von einer Sekunde. Im Falle einer Dauerschleife aufgrund des abwechselnden Unter- und Überschreitens der Grenzen des Temperaturbereichs wird dies erkannt und die Schleife wird beendet.

Fitnessberechnung des Individuums

Die Güte eines Individuums des GA wird über den Fitnesswert F_I dargestellt. Eine hohe Güte entspricht in Bezug auf die Optimierungsaufgabe einer niedrigen Temperaturspreizung ΔT_j auf der Fügefläche. Aufgrund dessen wird die Fitness F_I als Kehrwert der Temperaturdifferenz ΔT_j wie folgt definiert:

$$F_I = \frac{1K}{1K + \Delta T_j} = \frac{1K}{1K + (T_{max} - T_{min})}. \quad (9-1)$$

Fitnessberechnung der Generation

Aus der Summe der Fitness der einzelnen Individuen F_I erfolgt die Bestimmung der Gesamtgüte der Generation nach *Gleichung (9-2)*:

$$F_G = \sum_I^{N_G} F_I. \quad (9-2)$$

Die Fitness der Generation F_G kann zur Konvergenzbetrachtung sowie als Abbruchkriterium eingesetzt werden. Daneben ist diese Kennzahl für das in *Abschnitt 9.2.5* beschriebene Selektionsverfahren erforderlich.

Definition der Abbruchkriterien

Im gewählten Vorgehen wird die Optimierungsschleife beendet, sobald eine vorgegebene Temperaturdifferenz der Fügefläche ΔT_{Ziel} , eine maximale Dauer der Optimierung t_{max} oder eine maximale Anzahl an Iterationen i_{max} erreicht ist. Die eingesetzten Parameter sind in *Tabelle 9-4* gelistet.

Tabelle 9-4: Definierte Abbruchkriterien

Beschreibung	Formelzeichen	Wert	Einheit
Maximale Simulationsdauer	t_{max}	4	h
Maximale Anzahl der Individuen	i_{max}	2000	-
Soll-Temperaturdifferenz	ΔT_{Ziel}	5	K

9.2.4 Thermische Modellbildung

Im Ablauf des Optimierungsalgorithmus schließt sich an die Generierung der Individuen die Bestimmung der Temperaturdifferenz ΔT_j auf der Fügefläche an. Diese Berechnung wird mittels der FEM durchgeführt und beinhaltet die wesentlichen Schritte der Geometrieerzeugung, der Aufbringung der Randbedingungen, der Vernetzung sowie der Berechnung des Temperaturfeldes, welche im Folgenden erläutert sind.

Geometrieerzeugung und Vernetzung

Im ersten Schritt der thermischen Modellbildung erfolgt die Definition des Körpers. Dieser ist beispielhaft in *Abbildung 9-4* mit überlagertem Netz dargestellt und weist die Abmessungen von 100 mm · 25 mm · 2 mm ($x \cdot y \cdot z$) auf. Die Form des Körpers ist an die eingesetzten Zugscherproben nach *Abschnitt 5.5.2, S. 74*, angelehnt. Das Modell teilt sich in zwei Segmente auf, deren Netze in unterschiedlicher Feinheit gewählt wurden. Hierfür kam ein freies Tetraeder-Netz zum Einsatz. Die Wahl des Tetraeders als Element basierte darauf, das Vernetzungswerkzeug der eingesetzten Software nutzen zu können. Dies war besonders für die in *Abschnitt 9.4* dargestellte Übertragung des Optimierungsverfahrens auf einen anwendungsnahen Körper erforderlich. Das Vernetzungswerkzeug ermöglicht die automatisierte Anpassung der Knotenpunkte an die jeweilige Geometrie der Lasertrajektorie.

Das Segment 1 des Modells hat die Abmessungen von 12,5 mm · 25 mm ($x \cdot y$) und beinhaltet die Laserzone, auf welcher die Lasertrajektorie appliziert ist, sowie die

Fügezone, auf der das resultierende Temperaturfeld errechnet wird. Das Segment 2 stellt einen Bauteilbereich dar, der nicht direkt am Erwärmungsprozess beteiligt ist, jedoch als Wärmesenke wirkt. Dementsprechend ist die Elementgröße in Segment 2 erhöht, da hier keine hochgenaue Berechnung der Bauteiltemperatur erforderlich ist. Die Bestimmung der Netzdichte in Segment 1 erfolgte iterativ über eine Netzstudie nach STUPL (2008, S. 77). Als Kompromiss zwischen der Ergebnisqualität und der Berechnungsdauer wurde eine Gesamtelementzahl von 600 gewählt.

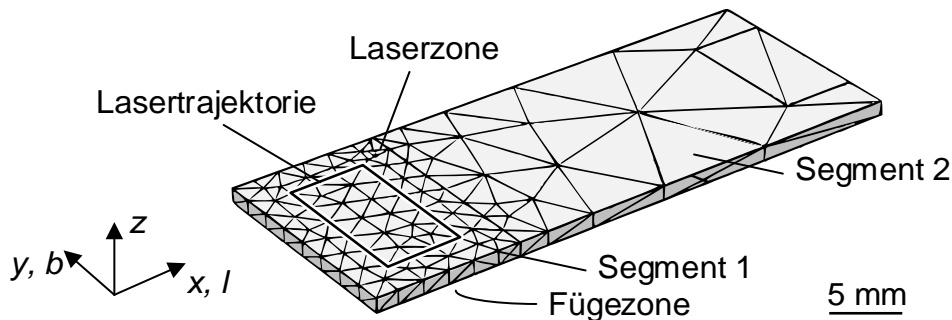


Abbildung 9-4: Modell-Körper mit FEM-Tetraedernetz (600 Elemente) und Darstellung von Lasertrajektorie und Füge- sowie Laserzone

Randbedingungen und Parametrierung des Absorptionsgrades

Da es sich bei dem abgebildeten Erwärmungsvorgang um einen quasisimultanen Prozess handelt, wurde eine örtlich und zeitlich konstante Leistungsverteilung auf der geschlossenen Lasertrajektorie angenommen. Die Intensität der Laserstrahlung ist bei dem Erwärmungsprozess mit $I_L < 10^3 \text{ W/cm}^2$ derart klein zu wählen, dass es nach *Abschnitt 2.2.4, S. 12*, zu keiner Phasenumwandlung im Aluminiumwerkstoff kommt. Dementsprechend kann die Eindringtiefe der Laserstrahlung in den Substratwerkstoff vernachlässigt werden. In den Untersuchungen kam folglich eine Oberflächenwärmequelle zur Anwendung. Die Einbindung der Lasertrajektorie in die FEM-Simulation erfolgte als Linienwärmequelle, welcher die Laserleistung P_L zugeordnet war. Die tatsächlich im Werkstoff absorbierte Leistung P_{abs} wurde nach *Gleichung (2-12), S. 12*, eingebunden, wobei ein Absorptionsgrad α von 9,3 % Anwendung fand. Für diesen Wert zeigte sich unter Applikation der rechteckigen Lasertrajektorie auf dem Körper die höchste Übereinstimmung zwischen der Simulation und der Messung der Temperaturverteilung aus der Thermografie nach *Abschnitt 5.5.4, S. 76*. Die Bestimmung des Absorptionsgrades erfolgte anhand der mittleren Temperatur auf der Fügefläche (siehe *Abbildung A-5, S. 179*). Dieses Ergebnis steht in guter Übereinstimmung mit den Werten nach POPRAWA ET AL. (2004, S. 33). Hier ist ein Absorptionsgrad α im Bereich von 7,8 % bis 11,25 % für ein gewalztes Aluminiumblech bei Einwirkung einer Laserstrahlung

mit einer Wellenlänge λ von 992 nm bis 1064 nm angegeben. Ein solcher Werkstoff und eine Wellenlänge in diesem Bereich wurden auch in den Versuchen eingesetzt. Um die Wechselwirkungen mit der Umgebung im Modell einzubinden, wurden die Konvektion und die Strahlung auf dem Körper mit dem zugehörigen *COMSOL*-Modul implementiert. Die hierfür eingesetzten *Gleichungen (A-1)* und *(A-2)* sind in *Anhang A.5, S. 179*, angegeben. Alle übrigen Materialeigenschaften der eingesetzten Aluminiumlegierung befinden sich in *Tabelle 2-2, S. 22*.

9.2.5 Genetische Operatoren

Die genetischen Operatoren wurden im Verlauf der Optimierung eingesetzt, um die Individuen der Generation G_k zu modifizieren. Dadurch erfolgte die Bildung einer neuen, verbesserten Generation G_{k+1} . Hierfür wurden die Methoden der Selektion, der Rekombination sowie der Mutation nach *Abbildung 9-5* genutzt. Die neue Generation G_{k+1} besteht zu den Anteilen P_R , P_M und P_E aus rekombinierten, mutierten sowie elitären Individuen.

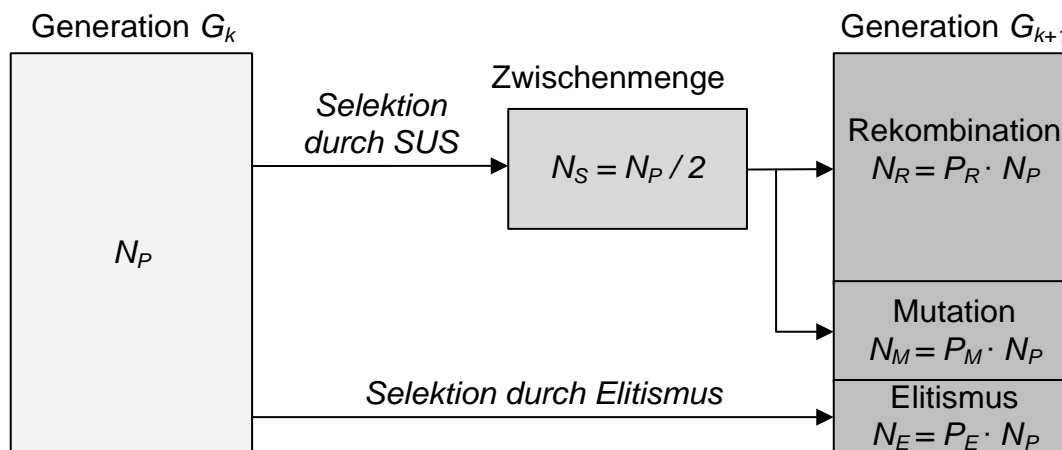


Abbildung 9-5: Schema zur Erzeugung einer neuen Generation im GA mittels Rekombination, Mutation und Selektion

Elitismus

Der Elitismus wurde nach KRUSE ET AL. (2012, S. 181) in den GA implementiert. Hierbei erfolgt die direkte Übernahme von Individuen der Menge P_E der Generation G_k mit der besten Fitness F_I in die nachfolgende Generation G_{k+1} . Der Elitismus dient folglich der Erhaltung der Gesamtgüte.

Rekombination

Zur Durchführung der Rekombination ist zunächst eine Menge N_S an Individuen der Generation G_k zu bestimmen, die rekombiniert wird. Hierfür kam das SUS

nach BAKER (1987) als Selektionsverfahren zum Einsatz. Der schematische Ablauf dieses Vorgehens ist beispielhaft in *Abbildung 9-6* dargestellt. Hierbei wird zunächst die Fitness F_I jedes Individuums I_j nach *Gleichung (9-1)* der Generation G_k mit der Gesamtfitness F_G nach *Gleichung (9-2)* normiert. Daraufhin können die Individuen an einem Strahl anhand ihrer normierten Fitness aufgetragen werden. Durch eine Zufallszahl z_z , die im Bereich $[0; 1/N_S]$ liegt, wird das erste selektierte Individuum festgelegt. Von dort erfolgt in den Abständen $1/N_S$ die Selektion der übrigen Individuen. Die Anzahl an selektierten Individuen N_S wird im Anwendungsfall nach POHLHEIM (2000) vorzugsweise mit

$$N_S = \frac{N_P}{2} \tag{9-3}$$

definiert. Dies bewirkt die Erzeugung einer Zwischenmenge N_S an selektierten Individuen, aus der die eigentliche Rekombination erfolgt.

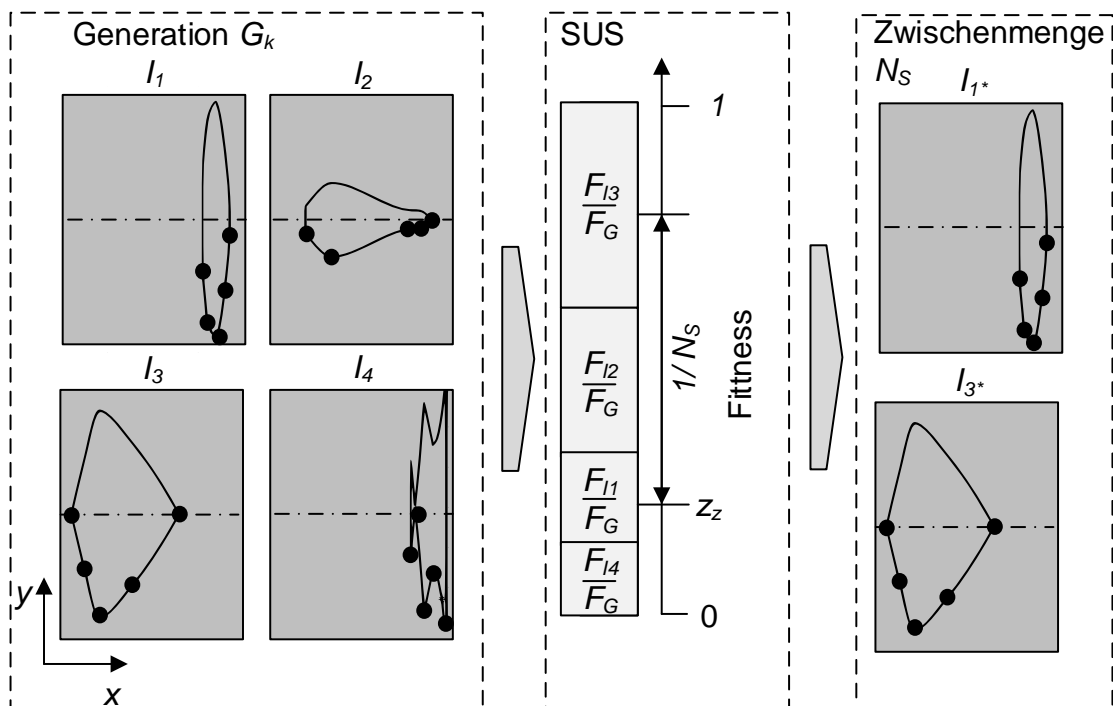


Abbildung 9-6: Selektion der Individuen I_j der Generation G_k mittels SUS auf der Laserzone

Als Rekombinationsmethode wurde die diskrete Rekombination nach POHLHEIM (2000, S. 35) implementiert. Diese Methode kombiniert eine zufällige Anzahl an Genen aus zwei zufällig gewählten Individuen an zufälligen Positionen. Aus der Rekombination zweier Eltern werden hierdurch zwei Nachkommen erzeugt. *Abbildung 9-7* stellt beispielhaft die Erzeugung eines Nachkommens aus zwei Eltern dar, wobei die vererbten Gene hervorgehoben gekennzeichnet sind.

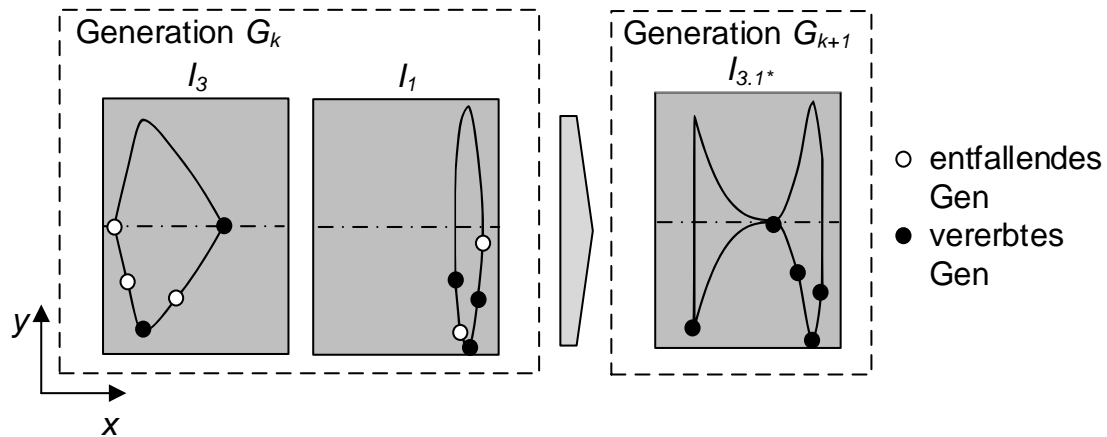


Abbildung 9-7: Diskrete Rekombination der Individuen I_j der Generation G_k auf der Laserzone

Die erzeugten Individuen der Menge P_R werden im Modell nachfolgend auf Redundanz geprüft. Tritt ein Individuum doppelt auf, erfolgt eine Löschung und eine erneute Generierung. Dadurch werden redundante Nachkommen verhindert.

Mutation

Innerhalb der Mutation werden die Gene einzelner, aus der Zwischenmenge N_S selektierter Individuen der Menge P_M der Generation G_k zufällig verändert. Dazu ist die dynamische Mutation nach ANTONY & JAYARAJAN (2015) im Modell implementiert. Bei dieser Mutation werden die Anzahl der mutierten Gene jedes Individuums sowie deren Position zufällig festgelegt. Die implementierte Mutation für ein beispielhaftes Individuum ist in *Abbildung 9-8* dargestellt, wobei das mutierte Gen jeweils hervorgehoben ist.

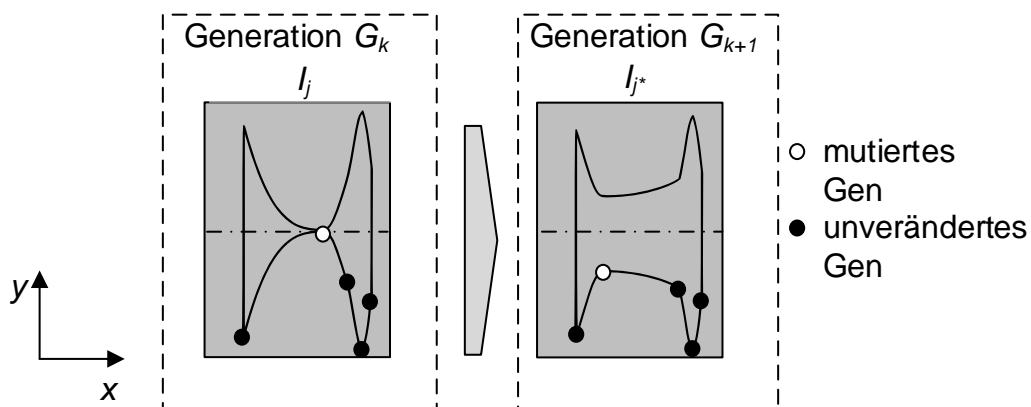


Abbildung 9-8: Mutation eines Individuums I_j der Generation G_k auf der Laserzone

Durch die evolutionären Operatoren entsteht sukzessiv eine neue Generation G_{k+1} , die sich im umgesetzten Schema zu P_E -Anteilen aus elitären, also aus Individuen

der alten Generation G_k , sowie zu P_R -Anteilen aus rekombinierten und zu P_M -Anteilen aus mutierten Individuen zusammensetzt (siehe *Abbildung 9-5*).

9.3 Verifizierung und Validierung

9.3.1 Verifizierung des thermischen Modells

Um die Abbildungstreue der thermischen Simulation zu überprüfen, wurden die erzeugten Simulations- mit den Versuchsergebnissen verglichen. Hierfür fand die rechteckige Lasertrajektorie nach *Abbildung 9-4* in der Simulation und im Versuch Anwendung. *Abbildung 9-9* zeigt die gemessene und simulierte Temperaturdifferenz ΔT auf der Fügefläche während des Erwärmungsvorgangs in Abhängigkeit der mittleren Temperatur T_m , wobei ein Absorptionsgrad α von 9,3 % appliziert wurde.

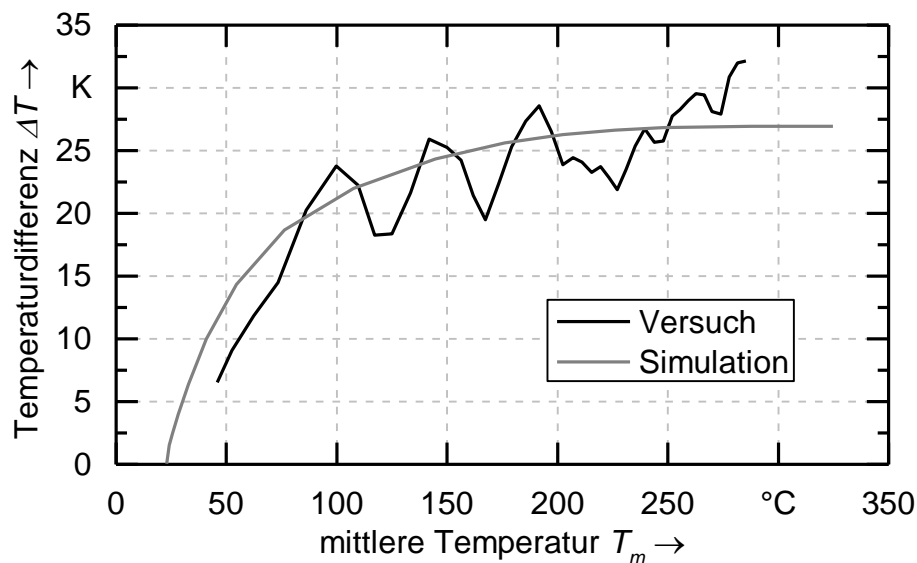


Abbildung 9-9: Absolute Temperaturdifferenz auf der Fügefläche von Versuch und Simulation für eine Erwärmung mit $P_L = 460 \text{ W}$

Bei dem gewählten Absorptionsgrad ist eine hohe Übereinstimmung zwischen dem Versuch und der Simulation erkennbar. Dies zeigt sich daran, dass bis zu einer mittleren Temperatur T_m von 250 °C ein maximaler Unterschied zwischen Simulation und Messung in der Temperaturdifferenz ΔT von 5 K auftritt. Die örtliche Temperaturverteilung weist ebenfalls eine hohe Übereinstimmung zwischen der

Simulation und dem Versuch auf, wie dies in *Abbildung 9-10* dargestellt ist. Hierbei ist ein annähernd paralleler Verlauf der Isothermen für die Simulation (*b*) unter Applikation der rechteckigen Lasertrajektorie erkennbar, der im Versuch (*a*) leicht verändert abgebildet ist. Diese Abweichung kann durch Fehler im Versuchsaufbau sowie durch eine ungenaue Lage der Lasertrajektorie und durch Vereinfachungen des Simulationsmodells erklärt werden.

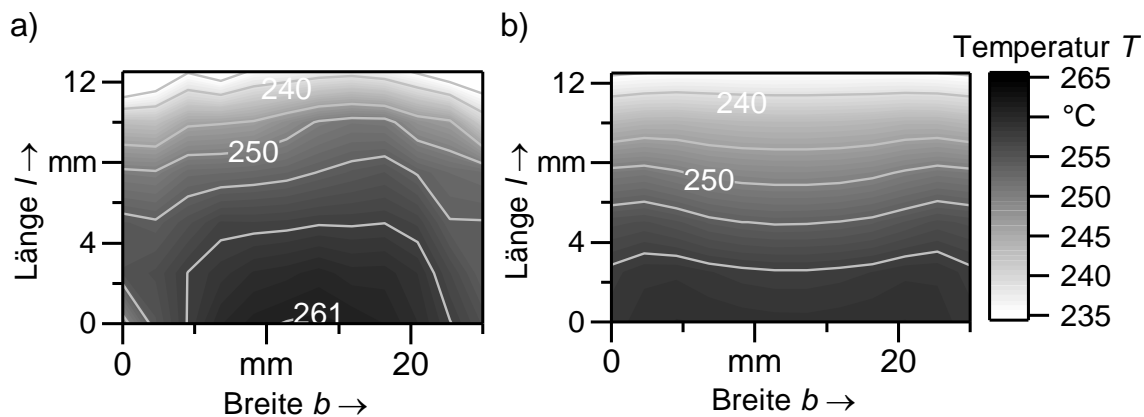


Abbildung 9-10: Örtliche Temperaturverteilung auf der Fügefläche von Versuch (a) und Simulation (b) bei $T_m = 250$ °C, $P_L = 460$ W und einer rechteckigen Lasertrajektorie

9.3.2 Validierung der Optimierungsergebnisse

Für die Validierung des Optimierungsverfahrens wurde die durch den GA ermittelte Lasertrajektorie ($I_{\text{optimiert}}$) mit drei weiteren Individuen verglichen (siehe *Abbildung 9-11*). Hierbei erfolgte die Erstellung der optimierten Lasertrajektorie unter den in *Abschnitt 9.2.2* angegebenen Parametern sowie dem Abbruchkriterium einer maximalen Temperaturdifferenz ΔT_{Ziel} von 20 K. Bei den Individuen für den Vergleich handelt es sich um die bereits in *Abschnitt 9.2.4* und *9.3.1* adressierte rechteckige Lasertrajektorie (I_{Rechteck}), eine Punktwärmequelle (I_{Punkt}) sowie eine elliptische Geometrie (I_{Ellipse}). Die optimierte Lasertrajektorie weist ebenfalls eine elliptische Form auf und ist innerhalb der Laserzone nahe am Segment 2, der Wärmesenke wie in *Abbildung 9-4* dargestellt, positioniert. Die Lage der Trajektorie erscheint schlüssig, da hierdurch der Wärmedissipation in die Senke entgegen gewirkt wird.

Für die optimierte Lasertrajektorie kann nach *Abbildung 9-12* eine gute Übereinstimmung der örtlichen Temperaturverteilung zwischen Versuch (*a*) und Simula-

tion (b) festgestellt werden. Die Simulation zeigt eine exakt symmetrische Temperatur in der Fügefläche, wohingegen beim Experiment eine Querverschiebung der maximalen Temperatur zu beobachten ist. Diese Verschiebung ist vermutlich durch eine ungenaue Positionierung der Lasertrajektorie und folglich durch einen Fehler im Versuchsaufbau verursacht.

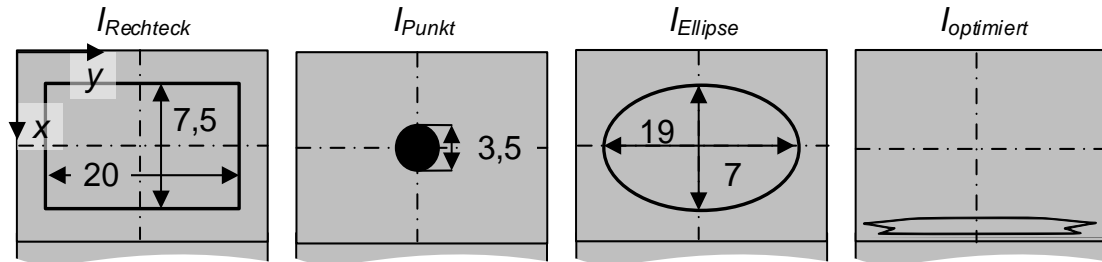


Abbildung 9-11: Geometrien der rechteckigen Lasertrajektorie (I_{Rechteck}), der Punktwärmequelle (I_{Punkt}), der elliptischen Lasertrajektorie (I_{Ellipse}) und der optimierten Lasertrajektorien ($I_{\text{optimiert}}$) auf der Laserzone

Die gemessenen resultierenden Temperaturdifferenzen auf der Fügefläche während des Erwärmungsvorgangs sind in *Abbildung 9-13* dargestellt. Im Vergleich zu den Referenzgeometrien erzielt das optimierte Individuum ($I_{\text{optimiert}}$) die geringste Temperaturspannung ΔT auf der Fügefläche. Während bei der Punktwärmequelle (I_{Punkt}) bei $T_m = 250\text{ °C}$ eine Temperaturdifferenz ΔT von 60 K auftritt, können durch die optimierte Trajektorie hingegen 18 K erzielt werden. Auch die Ellipse (I_{Ellipse}) und das Rechteck (I_{Rechteck}) bewirken erhöhte Temperaturdifferenzen ΔT über den gesamten Erwärmungsbereich.

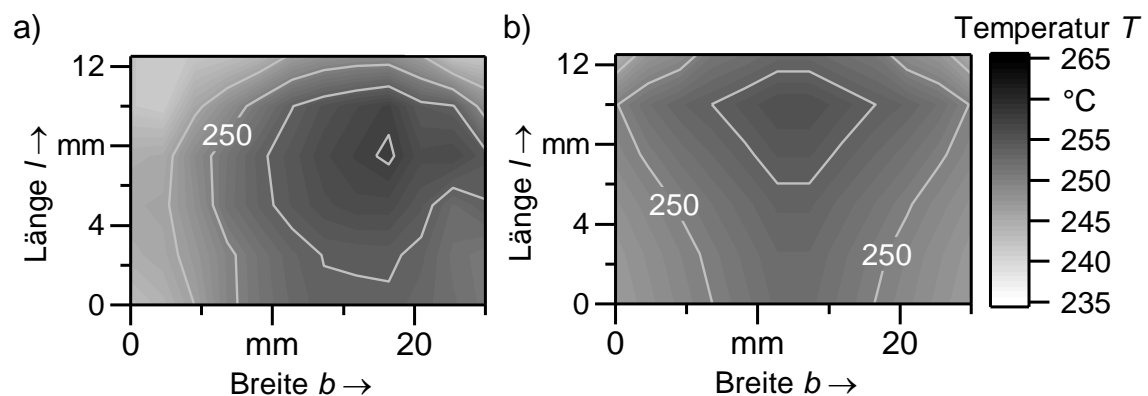


Abbildung 9-12: Örtliche Temperaturverteilung auf der Fügefläche von Versuch (a) und Simulation (b) bei einer Leistung P_L von 460 W für die optimierte Lasertrajektorie ($I_{\text{optimiert}}$)

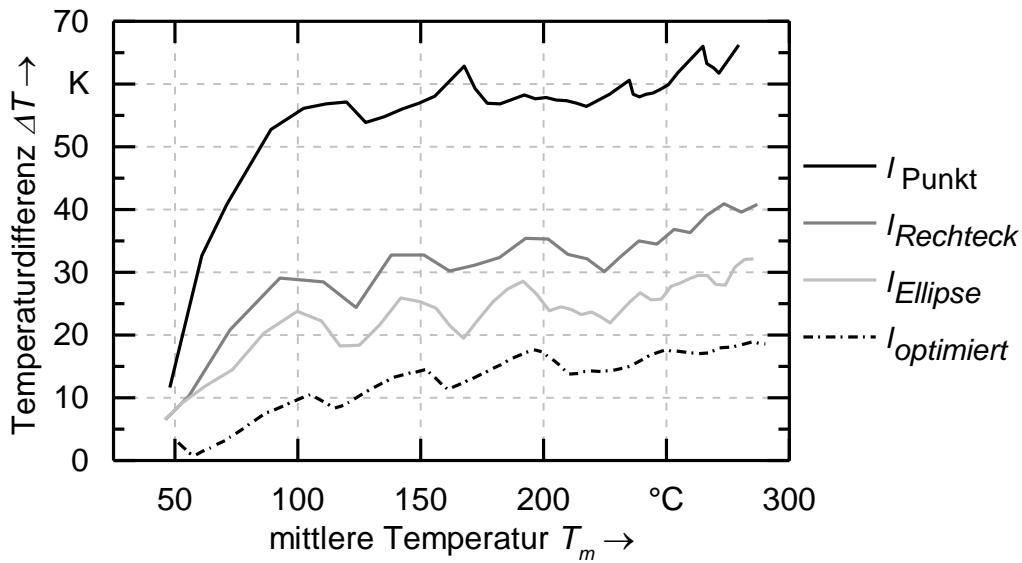


Abbildung 9-13: Versuch: Temperaturdifferenz auf der Fügefläche beim Erwärmungsvorgang für die untersuchten Individuen

Um die Auswirkungen einer gesteigerten Laserleistung P_L auf die Temperaturverteilung während der Erwärmung zu erfassen, wurden die Energieeinträge sukzessiv gesteigert und das jeweilige optimierte Individuum ($I_{\text{optimiert}}$) mittels des GA bestimmt. Aufgrund des beschleunigten Erwärmungsprozesses mit steigender Laserleistung ist von erhöhten Wärmegradienten im Werkstoff und somit von einer Erhöhung der Temperaturdifferenz ΔT auszugehen. Diese nimmt Einfluss auf die Gestalt des optimierten Individuums, wie in *Abbildung 9-14* dargestellt. Für eine erhöhte Leistung mit $P_L = 900 \text{ W}$ wird die Trajektorie in x -Richtung schmaler ausgebildet und verschiebt sich nahe an die Wärmesenke.

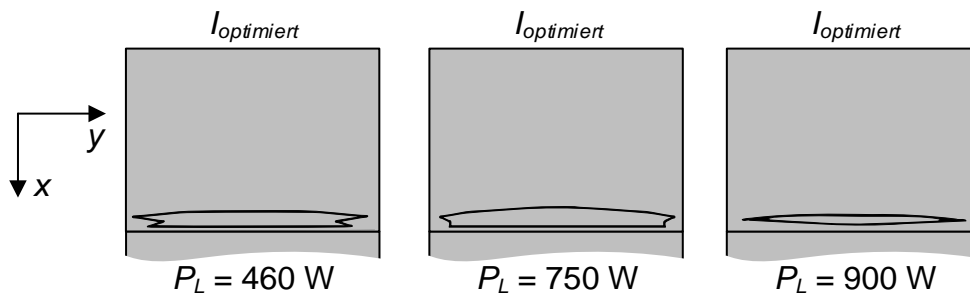


Abbildung 9-14: Simulation: Optimierte Individuen $I_{\text{optimiert}}$ für die Laserleistungen P_L 460 W, 750 W und 900 W

Die erhöhte Temperaturdifferenz ΔT bei Steigerung der Laserleistung ist in *Abbildung 9-15* aufgetragen. Während die Spreizung ΔT bei $P_L = 460 \text{ W}$ nur ca. 18 K beträgt, sind trotz Optimierung bei $P_L = 900 \text{ W}$ bereits ca. 30 K zu verzeichnen.

Diese Temperaturspanne ist jedoch kleiner als der in *Tabelle 9-2* definierte Temperaturbereich für die minimale (T_{min}) und die maximale Fügeflächentemperatur (T_{max}). Dieser Bereich liegt wiederum in guter Übereinstimmung mit den in *Tabelle 2-4*, S. 30, angegebenen Temperaturen zur Verarbeitung des PA 6. Dies bestätigt auch, dass mit einer Laserleistung P_L um ca. 1000 W, wie diese in den Versuchen nach *Kapitel 7* und *8* eingesetzt wurde, eine gleichmäßige Anbindung des Metalls an den Kunststoff zu realisieren ist.

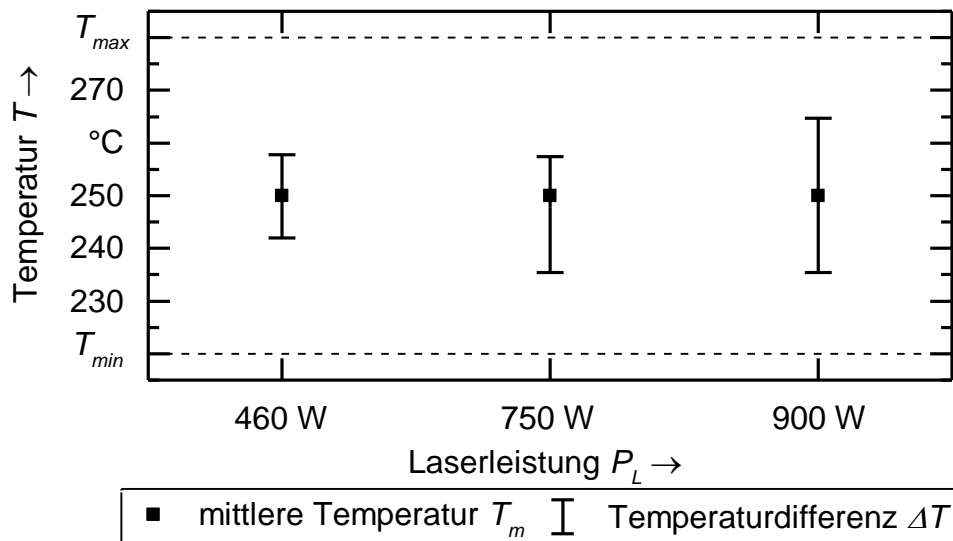


Abbildung 9-15: Versuch: Temperaturdifferenz auf der Fügefläche der optimierten Lasertrajektorien bei einer Laserleistung P_L von 460 W, 750 W und 900 W

Aus diesen Untersuchungsergebnissen lässt sich schließen, dass die für den Erwärmungsprozess eingesetzte Laserleistung nicht beliebig gesteigert werden kann. In Abhängigkeit der zu erwärmenden Geometrie ist ein Energieeintrag zu wählen, der eine angemessene Erwärmungsdauer bei gleichzeitig geeigneter Temperaturverteilung bewirkt. Hierfür liefert die numerische Auslegung mittels GA ein Hilfsmittel, um die Geometrie der Lasertrajektorie in Abhängigkeit des metallischen Fügepartners zu bestimmen sowie geeignete Energieeinträge festzulegen.

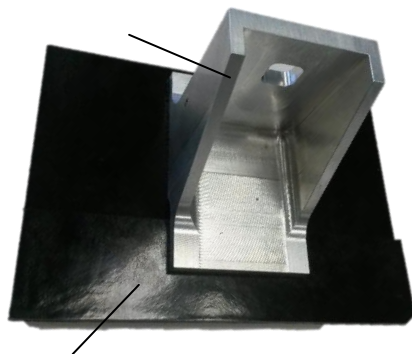
Die Einsatzmöglichkeiten des Optimierers sollen anhand des folgenden Abschnitts überprüft werden. Dazu wurde der Optimierungsalgorithmus auf einem komplexen und anwendungsnahen Körper angewendet.

9.4 Übertragung des Optimierungsmodells auf komplexe Körper

Um die Übertragbarkeit des Optimierungsmodells zu überprüfen, wurde die numerische Auslegung auf einen realitätsnahen und komplexen Körper angewendet. Bei diesem Körper handelt es sich um einen metallischen Halter, der über das thermische Fügen an eine Kunststoff-Gehäusestruktur angebunden ist (siehe *Abbildung 9-16a*). Aufgrund der Beständigkeit gegenüber Druck ermöglicht der metallische Halter die Anbindung des Kunststoff-Gehäuses mittels Verschraubung an eine weitere Struktur. Zur Erzielung eines geeigneten Fügeergebnisses muss eine geringe Temperaturdifferenz bei geeignetem Temperaturniveau auf der Fügezone (*b*) geschaffen werden. Hierbei werden durch die Laserstrahlung zwei ebene Flächen, die Laserzonen 1 und 2, zugänglich, welche über eine Wärmesenke in Form eines Flansches voneinander getrennt sind. Durch die räumliche Trennung der Laserzonen war jeweils ein Individuum auf jeder Laserzone zu optimieren. Hierfür kam ein modifiziertes Vorgehen der Optimierung in Anlehnung an *Abbildung 9-2* zur Anwendung.

a) Demonstrator-Bauteil

metallischer Halter



Kunststoff-Struktur

b) Modellgeometrie

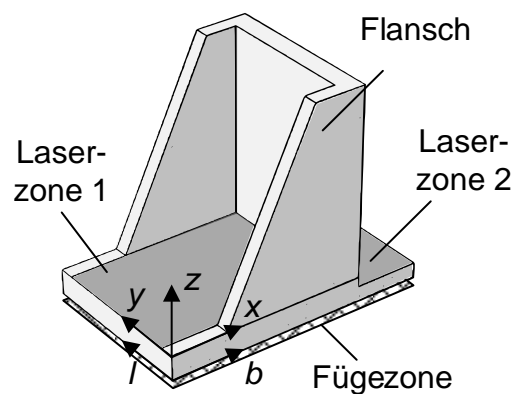


Abbildung 9-16: Demonstrator-Bauteil eines metallischen Halters (a), der thermisch an eine Kunststoff-Struktur gefügt wurde; Umsetzung der Modell-Körper und Randbedingungen in der Simulation (b)

Die Anfangspopulation wurde innerhalb des modifizierten Vorgehens getrennt für die Laserzonen erzeugt und ermöglichte eine unabhängige Optimierung beider Lasertrajektorien. Daraufhin erfolgte die Bildung von Paaren, indem Individuen der Laserzonen zufällig einander zugeordnet wurden. Um den Suchraum zu verkleinern und die Optimierungszeit zu verringern, wurde die Maschenweite des Suchrasters auf 0,5 mm vergrößert. Dies ergab für die Laserzone 1 (43 mm · 56 mm)

und für die Laserzone 2 (52 mm · 20 mm) einen Suchraum von jeweils 9718 bzw. 4160 möglichen Positionen. Die Zuweisung des Fitnesswerts resultierte hierbei für jedes Individuen-Paar anhand der Temperaturverteilung auf der Fügefläche, wie in *Gleichung (9-2)* angegeben. Innerhalb des Elitismus wurden die jeweils besten Paare direkt in die nächste Generation übernommen. Die Selektion erfolgte ebenfalls für diese Paare unter Einsatz des SUS. Die anschließende Rekombination und Mutation wurde unter Auflösung der Paare durchgeführt. Dementsprechend wurde das in *Abschnitt 9.2.5* vorgestellte Vorgehen angewendet, welches das jeweilige Individuum mit anderen Vertretern seiner Population rekombiniert und mutiert. Daraufhin fand wiederum die Zuordnung fester Paare statt.

Die resultierende Geometrie der ermittelten Lasertrajektorie für das Demonstrator-Bauteil ist in *Abbildung 9-17* dargestellt. Diese Lasertrajektorie wurde unter Zuhilfenahme der in *Tabelle A-1, S. 180*, aufgetragenen Simulations- und Optimierungsparameter erzeugt. Hierbei weist die Laserzone 1 eine kreisförmige und etwas zum Flansch ausgerichtete Trajektorie (optimiertes Individuum 1) sowie die Laserzone 2 eine nah an dem Flansch positionierte schmale ellipsenförmige Geometrie (optimiertes Individuum 2) auf.

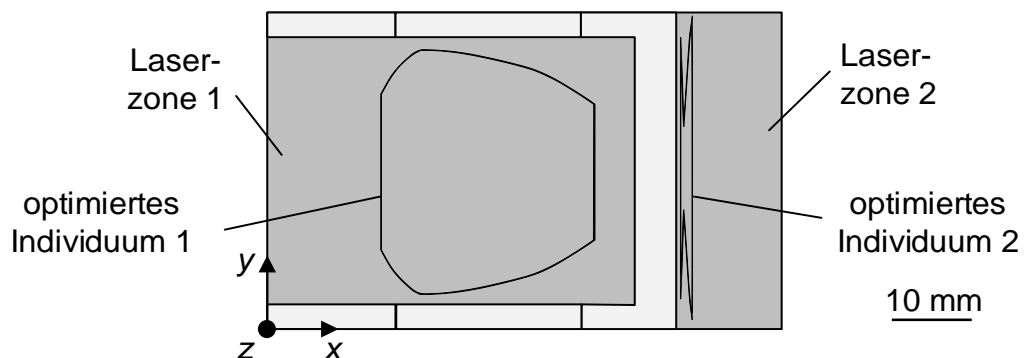


Abbildung 9-17: Optimierte Lasertrajektorie mit Individuum 1 und 2 auf den Laserzonen 1 und 2 des Demonstrator-Bauteils

Die für den Versuch (*Abbildung 9-18a*) und die Simulation (*b*) ermittelte Temperaturverteilung auf der Fügefläche bei einer mittleren Temperatur T_m von 250 °C ist im Folgenden wiedergegeben. Es zeigt sich eine hohe Übereinstimmung zwischen dem Experiment und dem durch die numerische Berechnung generierten Ergebnis. Nach einer Aufheizdauer t_h von ca. 50 s bei einer Laserleistung von $P_L = 1,8$ kW und einem Vorschub von $v_L = 1$ m/s wird die mittlere Temperatur erreicht (siehe *Abbildung A-6, S. 180*), wobei sich eine Temperaturdifferenz ΔT von ca. 50 K auf der Fügefläche ergibt (siehe *Abbildung A-7, S. 181*). Diese Werte befinden sich innerhalb des definierten Verarbeitungsbereichs des PA nach *Tabelle*

2-4, S. 30, woraus eine gleichmäßige Anbindung des Metalls an den Kunststoff erwartet werden konnte.

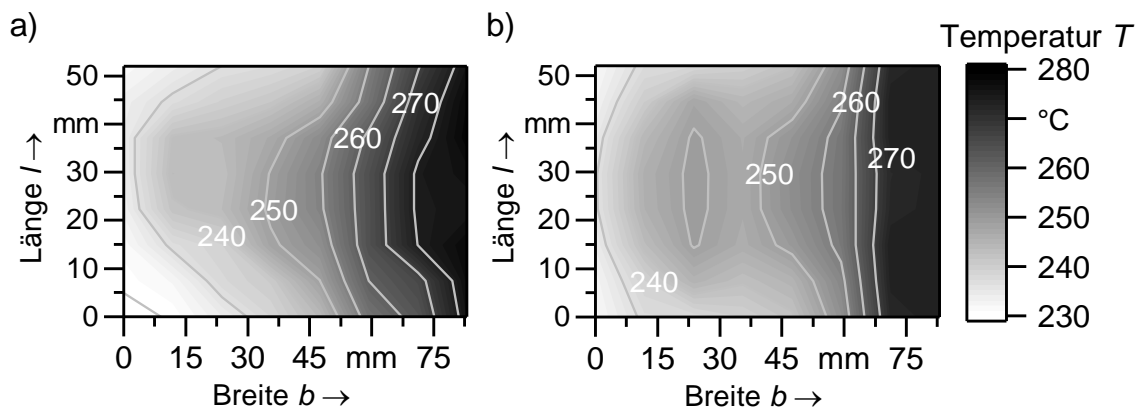


Abbildung 9-18: Temperaturverlauf auf der Fügefläche von Versuch (a) und Simulation (b) bei $T_m = 250\text{ °C}$ und einer Laserleistung $P_L = 1800\text{ W}$ für die optimierte Lasertrajektorie

Die numerische Auslegung weist zusammenfassend eine hohe Übereinstimmung mit dem Versuch auf und stellt daher ein geeignetes Mittel zur Definition einer Lasertrajektorie für beliebige metallische Werkstücke dar, die thermisch an ein Kunststoff-Bauteil zu fügen sind.

9.5 Zusammenfassung

In den vorherigen Abschnitten wurde eine simulationsgestützte Methode zur Auslegung der Lasertrajektorie für das quasisimultane thermische Fügen vorgestellt. Diese Methode ermöglicht die Bestimmung der Geometrie und der Lage einer geeigneten Lasertrajektorie auf dem metallischen Werkstück, sodass eine minimale Temperaturdifferenz an der Fügefläche zum Kunststoff entsteht. Dies führt zu einer prozesssicheren Anbindung des Kunststoffes an das Metall und begründet ein Potential zur Eignung des thermischen Fügens für die industrielle Anwendung.

Zur Durchführung der Optimierungsaufgabe kam ein GA zum Einsatz, der mit einer thermischen FEM-Simulation gekoppelt wurde. Das Modell wurde am Beispiel eines geometrisch einfachen metallischen Körpers in Anlehnung an die Zug-scherprobe aus *Abschnitt 5.5.2, S. 74*, aufgebaut und erläutert. Ein wesentlicher Baustein lag hierbei in der definierten Verknüpfung zwischen der Menge an Genen, die innerhalb des GA erzeugt werden, und der geschlossenen Lasertrajektorie.

Dies ermöglichte eine schrittweise Optimierung der erzeugten Generationen, bis eine letzte Generation entsprechend dem gewünschten Abbruchkriterium mit dem besten Individuum vorlag.

Das Optimierungsmodell und die -ergebnisse wurden darüber hinaus verifiziert sowie validiert. Es konnte eine hohe Übereinstimmung der durch die Simulation ermittelten mit der durch Thermografie gemessenen Temperaturverteilung nachgewiesen werden. Ein Vergleich einer optimierten Lasertrajektorie mit weiteren Trajektorien ergab außerdem die geringste Temperaturverteilung für das durch den GA ermittelte Exemplar. Die Untersuchungen zeigten weiterhin auf, dass die für den Erwärmungsprozess eingesetzte Laserleistung nicht beliebig gesteigert werden kann, da mit der Leistung die Temperaturdifferenz auf der Fügefläche ansteigt. In Abhängigkeit der zu erwärmenden Körper ist dementsprechend ein Leistungseintrag zu wählen, der eine angemessene Erwärmungsdauer bei gleichzeitig geringer Temperaturverteilung bewirkt. Hierfür liefert die Optimierung mittels GA und der implementierten FEM-Simulation ein geeignetes Werkzeug, um neben der Geometrie der Lasertrajektorie den Energieeintrag zu bestimmen.

Um die Übertragbarkeit auf andere Bauteile zu demonstrieren, wurde das numerische Modell außerdem auf einen realitätsnahen und komplexen Körper angewendet. Bei diesem handelte es sich um einen metallischen Halter, der über das thermische Fügen an eine Kunststoff-Gehäusestruktur angebunden ist. Es zeigte sich auch bei dieser Anwendung, dass geringe Temperaturdifferenzen auf der Fügefläche vorliegen und die Simulation eine hohe Übereinstimmung mit dem Versuch aufweist.

Die numerische Auslegung stellt somit ein geeignetes Werkzeug zur Definition einer geometrisch und energetisch bestimmten Lasertrajektorie für beliebige ebene metallische Werkstücke dar, die thermisch an ein Kunststoff-Bauteil zu fügen sind.

10 Fügen eines Bolzens

10.1 Allgemeines

Für eine Umsetzung in der industriellen Produktion muss das neuartige thermische Fügen den technologischen und wirtschaftlichen Vergleich mit den bereits etablierten Fügeverfahren bestehen. Dieser Vergleich stellt nach *Abbildung 4-1, S. 63*, das abschließende Handlungsfeld der vorliegenden Arbeit dar. Eines dieser etablierten Fertigungsverfahren ist das Kleben, das eine hohe Übereinstimmung in Bezug auf die wirkenden Mechanismen zur Bindung und auf den Prozessablauf mit dem thermischen Fügen aufweist (siehe *Abschnitt 3.2.1, S. 35*). Um die technologische und wirtschaftliche Bewertung durchzuführen, wurde ein industriell umgesetzter Klebeprozess als Maßstab genutzt. Bei dem ausgewählten Prozess handelt es sich um die Klebung von Gewindebolzen aus Metall, welche zum Beispiel an der CFK-Fahrgastzelle des BMW i3 ausgeführt wird. Dieses als Bolzenkleben bekannte Verfahren stellt eine Kombination aus einer Schrauben- sowie einer Klebeverbindung dar und ermöglicht die Befestigung von Kabeln, Verkleidungen sowie anderen Anbauteilen an der beschriebenen CFK-Karosserie (DELO 2014).

Das Bolzenkleben weist verschiedene Ausführungsformen auf, um geeignet kurze Prozesszeiten zu realisieren. Zum einen findet ein Klebebolzen mit einem Stahlgewinde Einsatz, welcher mit Kunststoff im Bereich des Kopfes umspritzt ist. Bei dem Kunststoff handelt es sich um einen amorphen Thermoplast-Werkstoff, wie beispielsweise ein Polycarbonat oder ein PA 6. Dies hat den Hintergrund, dass für die Aushärtung des Klebstoffes ultraviolettes Licht eingesetzt wird, welches durch den aus Kunststoff gefertigten Bolzenkopf transmittieren muss. Ein hoher Transmissionsgrad ist in diesem Zusammenhang nur für amorphe Kunststoffe gegeben. Durch den Einsatz von ultraviolettem Licht wird die Aushärtung des Klebstoffes in weniger als 5 Sekunden realisiert (DELO 2014). Zum anderen werden rein metallische Bolzen beispielsweise durch Induktion erwärmt, sodass der zwischen Bolzen und Klebefläche applizierte Klebstoff aufgrund des Wärmeeintrages beschleunigt aushärtet. Auch hierdurch kann eine Aushärtung innerhalb weniger Sekunden erzielt werden (GURSKY & KÖNIGSREUTHER 2014).

Zum Vergleich mit dem thermischen Fügen fand sowohl ein Epoxid-Klebstoff, der durch einen Erwärmungsprozess beschleunigend ausgehärtet werden kann, als

auch ein Klebstoff auf Basis von Acrylat Anwendung, der mittels ultravioletten Lichts vernetzt (siehe *Tabelle 10-1*).

Tabelle 10-1: Varianten für den technologischen und wirtschaftlichen Vergleich (^aDELO Dualbond VE 47569, ^bDELO Photobond)

Fügeprozess / Bezeichnung	Bolzen	Klebstoff	Laser- strukturierung
Kleben 1	Aluminium	Epoxid ^a	-
Kleben 2	Stahl-Kunststoff	Acrylat ^b	-
Thermisches Fügen 1 (TF 1)	Aluminium	-	$H = 500 \text{ J/cm}^2$
Thermisches Fügen 2 (TF 2)	Aluminium	-	$H = 2000 \text{ J/cm}^2$

Um die Aushärtung des Acrylats zu realisieren, wird der Bolzen mit einem Kopf aus PA 6 und einem Stahlgewinde (siehe Kleben 2) gefertigt. Der Epoxid-Klebstoff wurde hingegen auf einem Bolzen aus der Aluminiumlegierung EN AW-6082 (siehe *Abschnitt 2.4.1, S. 21*) appliziert. Die Geometrie dieses mittels Drehen angefertigten Bolzens orientiert sich dabei an dem Klebebolzen aus Stahl sowie aus Kunststoff und ist in *Abbildung 10-1a* angegeben. Für alle Proben wurde eine Klebschichtdicke von ca. 200 μm realisiert.

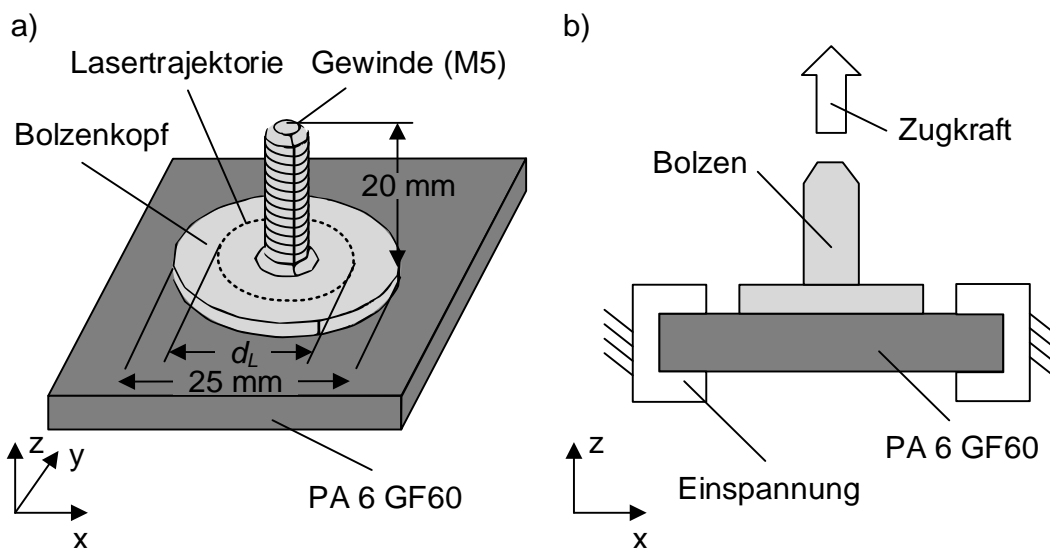


Abbildung 10-1: Geometrie der Lasertrajektorie und des Aluminiumbolzens (a) sowie schematischer Aufbau der Zugprüfung für den Bolzen (b)

Die Umsetzung des thermischen Fügens erfolgte ebenfalls auf Aluminiumbolzen, die auf der Fügefläche mit der Laserstrukturierung einer Energiedichte von

$H = 500 \text{ J/cm}^2$ (TF 1) sowie $H = 2000 \text{ J/cm}^2$ (TF 2) versehen waren. Als Kunststoff-Fügepartner wurde das bereits vorgestellte PA 6 GF60 eingesetzt, dessen Eigenschaften in *Abschnitt 5.2, S. 65*, aufgetragen sind. Dieser Werkstoff diente auch für den Klebeprozess als Kunststoff-Fügepartner. Der thermische Fügeprozess erfolgte unter Einsatz einer kreisförmigen Lasertrajektorie nach *Abbildung 10-1a*, deren Durchmesser über eine empirische Studie mittels numerischer Simulation ermittelt wurde (siehe *Abbildung A-8, S. 182*). Für das Fügen wurde eine Laserleistung von $P_L = 500 \text{ W}$ bei einem Lasertrajektorien-Durchmesser d_L von 11 mm eingesetzt. Die übrigen Laserparameter sind dem *Abschnitt 5.4.4, S. 71* (siehe Standard-Einstellung), zu entnehmen. Unter diesem Aufbau zeigte sich eine hohe Übereinstimmung der Fügeflächen-Temperatur zwischen Simulation und Versuch (siehe *Abbildung A-9, S. 182*). Der Vergleich beider Prozesse findet hinsichtlich einer technologischen und wirtschaftlichen Abschätzung statt, welche im Folgenden dargestellt ist.

10.2 Technologische Bewertung

Für die technologische Bewertung werden die resultierende Bauteilmasse, die mechanische Festigkeit des Fügeverbundes sowie das Verhalten bei Versagen der Verbindung herangezogen.

Aufgrund des Stahlwerkstoffes des Klebebolzens ergibt sich nach *Tabelle 10-2* eine um 2,1 g geringere Masse für das Exemplar aus Aluminium. Bei dem Aluminiumbolzen ist entscheidend, ob dieser für das thermische Fügen, d. h. ohne Applikation von Klebstoff, zum Einsatz kommt oder für das Kleben genutzt wird. Dementsprechend ergibt sich beim thermischen Fügen eine um 0,3 g geringere Masse aufgrund des nicht vorhandenen Klebstoffes.

Tabelle 10-2: Massen der untersuchten Fügeteile

Fügeteil	Einheit	Wert
Stahl-Kunststoff-Bolzen inkl. Klebstoff	g	5,4
Aluminiumbolzen ohne Klebstoff	g	3,3
Aluminiumbolzen inkl. Klebstoff	g	3,6

Um die erzielbare mechanische Festigkeit des Verbundes aus Bolzen und PA 6 GF60 zu vergleichen, wurde zum einen die Zugprüfung (siehe *Abbildung 10-1b*) mit einer Vorkraft von 200 N und einer Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min

an der Bolzengeometrie umgesetzt. Die angegebene Zugfestigkeit τ_{zug} setzt sich hierbei aus dem Quotienten der Höchstkraft unter Zug und der Bolzenkopf-Fläche zusammen. Zum anderen erfolgte eine Zugscherprüfung nach *Abschnitt 5.5.2, S. 74*, für die geklebte KMV. Dies ermöglichte den Vergleich mit den mechanischen Eigenschaften der thermisch gefügten Verbunde nach *Kapitel 8*. Eine Prüfung der Scherfestigkeit an der Aluminium-Bolzengeometrie nach *Abbildung 10-1a* führte für die laserstrukturierten Proben zur Zerstörung des Bolzens und nicht zum Ablösen aus der Bruchfläche. Dementsprechend wurde auf die gängige Prüfung der Zugscherfestigkeit mit den entsprechenden Proben zurückgegriffen.

Abbildung 10-2 stellt die erzielte Zugscher- τ_b und Zugfestigkeit τ_z für die Verbindungen Kleben 1 und 2 sowie TF 1 und 2 dar. Es zeigt sich die Tendenz, dass die beiden Festigkeitswerte für den laserstrukturierten Verbund miteinander korrelieren. Eine erhöhte Zugscherfestigkeit führte folglich auch zu einer erhöhten Zugfestigkeit. Der mit Epoxid-Klebstoff gefügte Verbund wies die im Vergleich geringste Festigkeit mit $\tau_z = 1,0$ MPa und $\tau_b = 10,0$ MPa auf. Die Zugfestigkeit der mit Acrylat erzeugten Verbindung lag im Gegensatz dazu im Bereich des Verbundes TF 1 bei $\tau_z = 3,7$ MPa. Für diese Klebung konnten aufgrund der nicht transmittierenden Füge-teile keine Proben für die Zugscherfestigkeits-Prüfung angefertigt werden. Die thermisch gefügten KMV erzielten je nach Laserstruktur eine Zugfestigkeit von $\tau_z = 3,7$ MPa (TF 1) bis zu $\tau_z = 4,5$ MPa (TF 2). Die Zugscherfestigkeit erhöhte sich ebenfalls von $\tau_b = 21,5$ MPa auf $\tau_b = 25,8$ MPa um ca. 20 % mit steigender Energiedichte H der Laserstrukturierung.

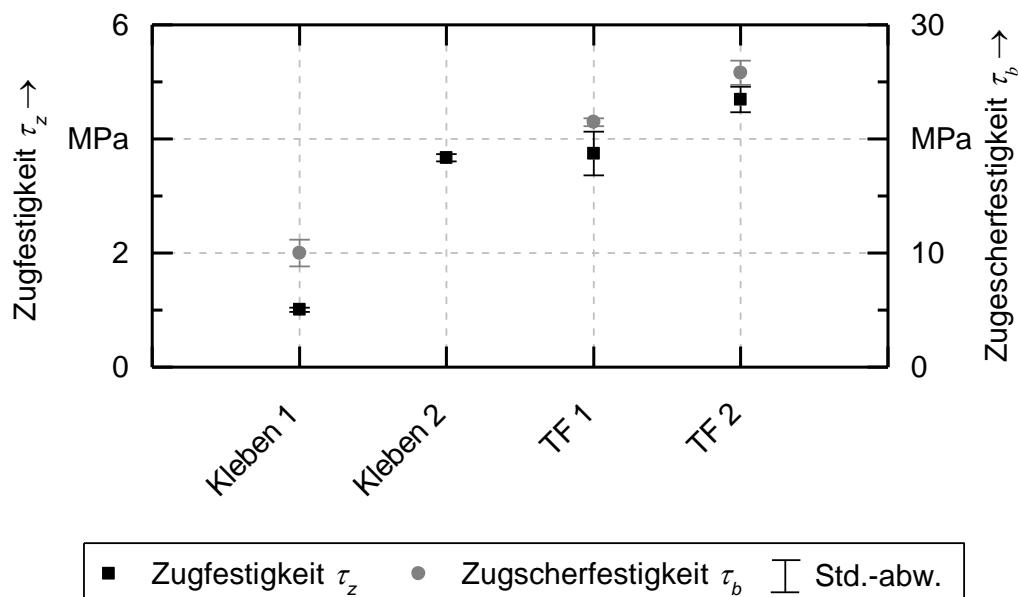


Abbildung 10-2: Zugscher- τ_b und Zugfestigkeit τ_z der Klebungen 1 und 2 im Vergleich zu den thermisch gefügten Verbindungen TF 1 und 2

Die erzielte Zugscherfestigkeit τ_b und Zugfestigkeit τ_z spiegelt sich auch in der Bruchfläche der thermisch gefügten Verbindung wider (siehe *Abbildung 10-3c*), die den in *Kapitel 8* abgebildeten Bruchflächen gleicht. Es verblieben Kunststoffrückstände am Metall sowie Metallrückstände auf der Kunststoff-Oberfläche – das Versagen war vollständig kohäsiv. Dies führte zu den im Vergleich höchsten Festigkeiten. Beide Klebeverbindungen wiesen hingegen ein adhäsives Versagen auf. Der Klebstoff löste sich vollständig vom thermoplastischen PA 6 GF60 ab (siehe *Abbildung 10-3b*). Dieses Verhalten bei Bruch hat den technologischen Vorteil, dass das Kunststoff-Bauteil nicht beschädigt wird und beispielsweise für Reparaturlösungen ein neuer Bolzen an die gleiche Stelle angebracht werden kann. Dies ist aufgrund der Ablösung der Kunststoff-Matrix vom PA 6 GF60-Verbund beim thermischen Fügen nicht möglich. Die Untersuchung indiziert jedoch, dass die erzielbare Festigkeit und insbesondere die Zugscherfestigkeit aufgrund der Laserstrukturierung für das thermische Fügen höher als bei der Klebeverbindung liegen.

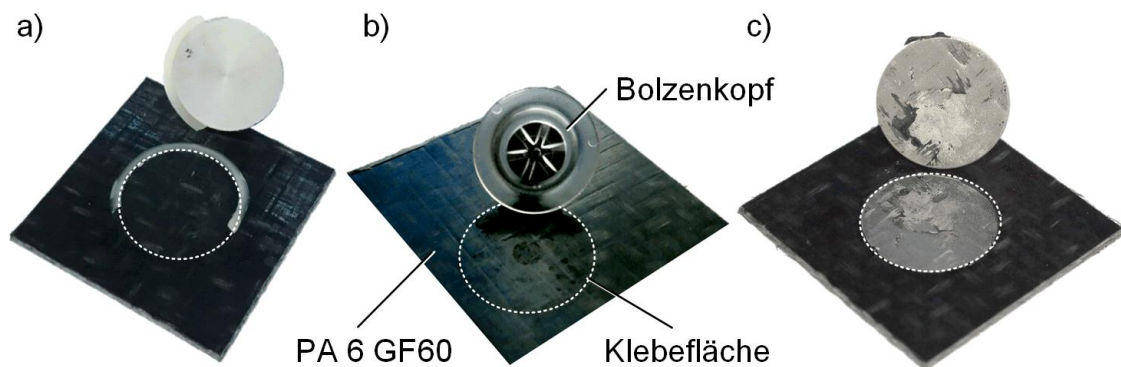
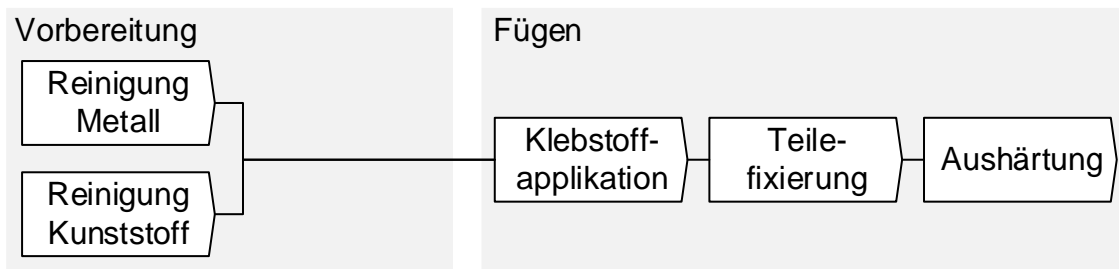


Abbildung 10-3: Bruchfläche und Bolzenkopf für die Fügeprozesse Kleben 1 (a) und Kleben 2 (b) sowie das thermische Fügen TF 1 (c)

10.3 Wirtschaftliche Bewertung

Nach der Erläuterung der technologischen Potentiale erfolgt die vergleichende Bewertung der wirtschaftlichen Aspekte der beiden Fügeverfahren. Hierfür müssen zunächst die Prozesskette und die resultierenden Prozesszeiten herangezogen werden, um daraufhin die geschätzten Kosten für die Systemtechnik zu vergleichen. Die angenommene Prozesskette für das Kleben sowie das thermische Fügen ist in *Abbildung 10-4* dargestellt und beinhaltet eine Vorbereitungsphase der Fügeteile sowie den eigentlichen Fügeprozess.

Referenzprozess Kleben



Thermisches Fügen

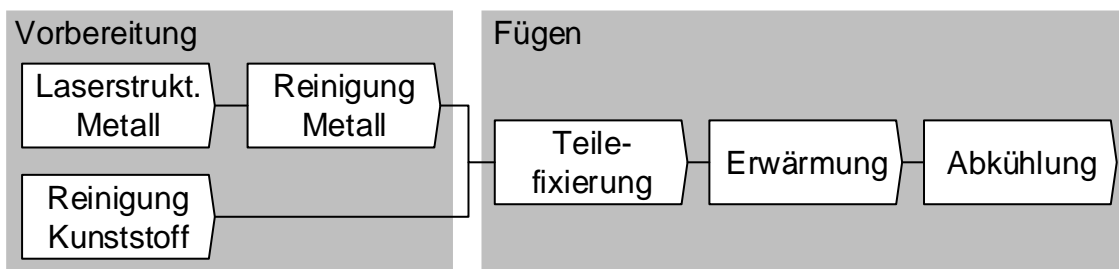


Abbildung 10-4: Prozessvergleich für das Kleben und das thermische Fügen

Für das erfolgreiche Kleben ist sicherzustellen, dass die Fügeflächen frei von Öl und Fett sind. Dies kann innerhalb der Vorbereitungsphase durch einen Reinigungsprozess mit beispielsweise Isopropanol auf der Metall- und der Kunststoffoberfläche erfolgen. Auch für den thermischen Prozess wurden die Fügeflächen gereinigt. Dies sollte eine Vergleichbarkeit der Oberflächenbedingung unabhängig von der Lagerungsdauer und der Handhabung der Proben sicherstellen. Nach dieser Vorgabe stellt die Laserstrukturierung einen zusätzlichen Prozessschritt für die Vorbereitung der Proben im Vergleich zur Vorbereitung beim Kleben dar. Der Aufwand dieses zusätzlichen Prozesses wurde durch eine Bestimmung der Fertigungskosten der Laserstrukturierung für die Prozesse TF 1 und 2 abgeschätzt. Die hierfür erforderliche Fertigungszeit zur Strukturierung der Varianten 1 und 2 wurde mittels *Gleichung (2-11)*, S. 12, berechnet. Die Kalkulation der Fertigungskosten ist *Tabelle A-2*, S. 183, zu entnehmen. Für das Laserstrukturieren ist ein Laserbearbeitungszentrum erforderlich, welches eine Laserstrahlquelle, eine Scanner-Optik, eine Bestückungseinheit und eine Laserzelle beinhaltet. Bei diesem Anlagenkonzept liegt aufgrund der angenommenen Anschaffungskosten von ca. 220.000 € (siehe *Tabelle A-3*, S. 184) ein Maschinenstundensatz von 17,06 €/h vor. Unter der Voraussetzung, dass eine Bedienperson bis zu vier solcher Anlagen bedienen kann, ergibt sich ein Arbeitsstundensatz pro Anlage von 35,66 €/h. Dies führt für die Strukturierung des Prozesses TF 2 zu Fertigungskosten pro Bolzen von 22,4 Cent und für die Strukturierung TF 1 zu 7,8 Cent (siehe *Tabelle 10-3*).

Hierbei könnten mit dem vorgeschlagenen Laserbearbeitungszentrum im Jahr ca. 500.000 Bolzen mit einem Energieeintrag von $H = 2000 \text{ J/cm}^2$ und ca. 1.500.000 Bolzen mit einem Energieeintrag von $H = 500 \text{ J/cm}^2$ versehen werden. Die Mehrkosten der Laserstrukturierung stehen in diesem Vergleich den Materialkosten des Klebstoffes entgegen, der beim Klebprozess zur Anwendung kommt. Die Klebstoffkosten belaufen sich nach Angaben der *Delo Industrie Klebstoffe GmbH & Co. KGaA* für ein Stückzahlenszenario von 1.000.000 Stück pro Jahr auf ca. 7,5 Cent/Stück. Demzufolge liegen die Kosten des Klebstoffes in der Größenordnung einer Laserstrukturierung für das TF 1.

Tabelle 10-3: Kosten je Bolzen für Laserstrukturierung und Klebstoff

Beschreibung	Einheit	Wert
Laserstrukturierung TF1	Cent	7,8
Laserstrukturierung TF2	Cent	22,4
Klebstoffkosten	Cent	7,5

Beide Prozesse, das Kleben und das thermische Fügen, zeigen eine hohe Übereinstimmung in Bezug auf den Fügevorgang. Bei beiden Verfahren ist eine Teilefixierung erforderlich, für welche der gleiche Aufwand angenommen werden kann. Während beim Kleben der Klebstoffauftrag erfolgen muss, ist beim thermischen Fügen der Erwärmungsvorgang auszuführen. Innerhalb der durchgeführten Fügeversuche konnte mit einer Laserleistung von $P_L = 500 \text{ W}$ eine Aufheizdauer t_h von ca. 12 s für den Aluminiumbolzen erzielt werden. Es ist davon auszugehen, dass unter Einsatz einer erhöhten Laserleistung eine wesentlich verringerte Aufheizdauer im Bereich weniger Sekunden erzielt werden kann, welche sich in der Größenordnung einer möglichen Klebstoffapplikation für den Klebprozess bewegt. Ähnliche Prozesszeiten sind für die bei der Klebung erforderliche Aushärtung und die beim thermischen Fügen abzuwartende Abkühlung der Proben anzusetzen. Der Hersteller gibt für den mittels ultravioletter Strahlung aushärtenden Klebstoff mögliche Aushärtezeiten mit weniger als 5 Sekunden an. Dies kann für den wenige Gramm schweren Aluminiumbolzen beispielsweise durch einen gekühlten Luftstrom, wie in *Abschnitt 7.2.2, S. 96*, gezeigt, erreicht werden. Daraus lässt sich schließen, dass durch den thermischen Fügeprozess dieselben Prozesszeiten wie beim Kleben erzielbar sind. Darüber hinaus bewegen sich die Mehrkosten durch den Laserstrukturierungsprozess im Bereich des Klebstoffpreises.

Die Abschätzung der Kosten der eingesetzten Systemtechnik zeigt ebenso ähnliche Werte. Hierbei werden für eine exemplarische Klebeanlage mit Systemperipherie

inkl. einer Bevorratungseinheit, eines Förder- und Schlauchsystems, einer Dosiereinheit sowie eines Handhabungsgerätes mit Bestückung ca. 420.000 € veranschlagt (siehe *Tabelle A-4, S. 184*). Demgegenüber ergeben sich nach *Tabelle A-5, S. 184*, für ein Laserbearbeitungszentrum mit einer Laserstrahlquelle, einer Scanner-Optik, einer Laserzelle sowie einem Handhabungsgerät mit einer zugehörigen Bestückung ca. 410.000 €.

10.4 Zusammenfassung

Um das technologische und das wirtschaftliche Potential des thermischen Fügens mittels Laserstrukturierung zu ermitteln, wurde der Vergleich zu dem industriell eingesetzten Bolzenkleben durchgeführt. Hierfür kamen sowohl ein Epoxid-Klebstoff, der zur Klebung eines Aluminiumbolzens an das PA 6 GF60 genutzt wurde, als auch ein Klebstoff auf Basis von Acrylat mit einem Stahl-Kunststoff-Bolzen zur Anwendung. Der Aluminiumbolzen, welcher auch beim thermischen Fügen eingesetzt wurde, wies eine um 40 % geringere Masse als der Stahl-Kunststoff-Bolzen auf. In Abhängigkeit der Laserstrukturierung konnte eine Zugfestigkeit τ_z im Bereich der Klebung bzw. bis zu 28 % darüber erzielt werden. Eine Abschätzung zur Zugscherfestigkeit τ_b ergab für das thermische Fügen eine im Vergleich zur Klebung verdoppelte Kraft. Die Bruchfläche wies beim thermisch gefügten Bolzen einen kohäsiven Bruch auf, wohingegen bei der Klebeverbindung das Kunststoff-Grundmaterial nicht beschädigt wurde. Innerhalb der wirtschaftlichen Bewertung konnte nachgewiesen werden, dass sich die Prozessschritte der beiden Fügeprozesse ähneln und die Prozesszeiten des thermischen Fügens im Bereich derjenigen der Klebprozesse liegen. Die zusätzlichen Fertigungskosten für die Laserstrukturierung beim thermischen Fügen gleichen sich hierbei mit den für den Klebprozess erforderlichen Klebstoffkosten aus. Auch die anzuschaffende Systemtechnik wurde mit gleichen Kosten abgeschätzt. Das thermische Fügen bietet gegenüber dem Klebprozess folglich besonderes Potential für Verbindungen, die auf Scherung bzw. Zugscherung belastet werden und bei denen ein thermoplastischer Kunststoff als Fügepartner erforderlich ist.

11 Schlussbetrachtung

11.1 Zusammenfassung

Das thermische Fügen stellt eine Prozessalternative zum Kleben für Verbindungen von Kunststoffen (Thermoplaste) mit Metallen (Aluminiumlegierungen) dar. Ein wesentlicher Baustein zur Erzeugung hochfester Kunststoff-Metall-Verbindungen durch diesen Fügeprozess ist die Oberflächenvorbehandlung des Metalls. Hierfür weist die gepulste Laserstrukturierung besonderes Potential auf, das für die Anwendung beim thermischen Fügen jedoch noch nicht vollständig wissenschaftlich erschlossen ist. Aus diesem Grund hatte die vorliegende Arbeit das Ziel, Prozessverständnis zur Strukturierung mittels gepulster Laserstrahlung für das thermische Fügen aufzubauen. Unter Einbeziehung der besonderen Eigenschaften eines faserverstärkten Kunststoffes und des quasisimultanen Fügeprozesses wurden fünf Handlungsfelder bearbeitet.

Den Ausgangspunkt bildete die Analyse des Einflusses der Laserstrukturierung auf die Oberflächenbeschaffenheit des Aluminiums (*erstes Handlungsfeld*). Durch eine gezielte Variation der Prozessparameter Spotabstand, Pulsenergie und Anzahl der Belichtungen ließ sich mit Hilfe verschiedener Analyseverfahren die auf dem Metall ausgebildete Mikrostruktur beschreiben. Im untersuchten Parameterbereich zeigte sich eine Steigerung der Rauheit mit der eingetragenen Laser-Energiedichte. Ein geringer Spotabstand sowie eine hohe Pulsenergie führten hierbei zu einer hohen Oberflächenvergrößerung und zu einer hohen Rauheit auf der Probe. Da in den Untersuchungen die Rauheit mit der Oberflächenvergrößerung korrelierte, konnte diese als geeignete Kenngröße zur Beschreibung der Beschaffenheit der laserstrukturierten Oberfläche herangezogen werden. Eine chemische Analyse ergab zudem, dass durch die Laserstrukturierung die Oberfläche von Kontamination gereinigt wird. Gleichzeitig findet eine verstärkte Oxidbildung mit mehreren Oxidverbindungen statt. Die Oxidschicht erreichte in den Untersuchungen eine Dicke von einigen hundert Nanometern und wies eine poröse Struktur auf.

Im folgenden *zweiten Handlungsfeld* wurden systematisch relevante Parameter des thermischen Fügeprozesses variiert und deren Einfluss auf die Verbundfestigkeit, den Fügeweg und die resultierenden Bruchflächen untersucht. Es zeigte sich, dass während des Fügeprozesses eine geeignete Menge an Kunststoff-Matrix im Ver-

bund verbleiben muss, welche für die Benetzung mit der laserstrukturierten Aluminiumoberfläche zur Verfügung steht. Dies kann gezielt durch die Führung der Temperatur und des Drucks gesteuert werden. Hierbei wurde eine unzureichende Benetzung für eingesetzte Füge Temperaturen im Bereich der Schmelztemperatur der Kunststoff-Matrix beobachtet. Mit einer Erhöhung der Temperatur war zwar eine verbesserte Benetzung, jedoch ein verstärktes Verdrängen des Kunststoffes aus der Fügezone die Folge. Eine aktive Kühlung der Proben mit Erreichen der Füge Temperatur sowie ein geringer Fügedruck bei gleichzeitig moderatem Konsolidierungsdruck konnten einem übermäßigen Abschmelzen des faserverstärkten Kunststoffes entgegen wirken. Unter diesen Bedingungen verbleibt genügend Kunststoff-Matrix-Material in der Fügezone, wodurch sich aufgrund erhöhter Benetzung hohe Festigkeiten im Kunststoff-Metall-Verbund ergeben. Darüber hinaus hatte auch eine Verlängerung der Abkühldauer eine Verbesserung der Verbundfestigkeit zur Folge. Dieser Effekt wurde auf einen erhöhten Kristallisationsgrad im Kunststoff und den Abbau von Eigenspannungen zurückgeführt.

Diese Erkenntnisse konnten im *dritten Handlungsfeld* genutzt werden, um mittels einer gezielten Variation der Mikrostruktur und der Oxidschicht auf dem metallischen Fügepartner den Einfluss der Laserstrukturierung auf die Verbundfestigkeit zu untersuchen. Hierbei wurde eine stetige Steigerung der Zugscherfestigkeit τ_b bis zu ca. 25 MPa bei einer mittleren Rauheit R_a von ca. 8 μm auf der Probenoberfläche gemessen. Aus dem kohäsiven Bruchbild konnte gefolgert werden, dass bei diesem Wert die endgültige Kunststofffestigkeit erreicht war. Insbesondere wiesen diejenigen Proben, die hohe Energiedichten bei der Strukturierung erfuhren, einen geringen Festigkeitsabfall im Bereich von 10 % bis 20 % nach klimatischer Wechselbelastung auf. Die Laserstrukturierung führt folglich zu einer verbesserten mechanischen Adhäsion zwischen dem Kunststoff und dem Metall. Mittels eines gezielten Abtrags der Oxidschicht wurde deren Einfluss auf den Kunststoff-Metall-Verbund beleuchtet. Alle Proben mit einer abgetragenen Oxidschicht erzielten eine geringere Belastbarkeit als solche, die keinem Ätzprozess ausgesetzt waren. In diesem Zusammenhang zeigte sich auch, dass bei einer hohen Rauheit der Einfluss des Oxids auf die Verbundfestigkeit untergeordnet ist, bei einer Rauheit im Bereich weniger Mikrometer hingegen einen wesentlicher Anteil zur Festigkeit des Verbundes beigetragen wird.

Das *vierte Handlungsfeld* der numerischen Modellierung der Lasertrajektorie leistet einen Beitrag zur Befähigung des thermischen Fügens für die Anwendung. Das erarbeitete Vorgehen mit der Einbindung eines GA in ein numerisches Simulati-

onsmodell ermöglichte die Bestimmung der Geometrie und der Lage einer Lasertrajektorie für das quasisimultane Fügen auf einem geometrisch beliebig gestalteten, jedoch ebenen metallischen Werkstück. Hierdurch konnte eine gleichmäßig erwärmte Fügefläche erzielt werden, sodass eine prozesssichere Anbindung des Metalls an den Kunststoff realisiert wurde.

Im Zuge einer technologischen und wirtschaftlichen Bewertung (*fünftes Handlungsfeld*) wurde abschließend das thermische Fügen mit einem Klebeprozess für Bolzen verglichen. Die wirtschaftliche Bewertung ergab, dass die Prozessschritte und -zeiten des hier untersuchten Fügeprozesses im Bereich des industriell etablierten Klebens liegen. Die zusätzlichen Fertigungskosten für die Laserstrukturierung beim thermischen Fügen gleichen sich im Beispiel für eine jährliche Produktion mehrerer hunderttausend Stück mit den für das Kleben erforderlichen Klebstoffkosten aus. Das thermische Fügen weist ein besonderes technologisches Potential für Fügeverbindungen auf, die auf Scherung bzw. Zugscherung belastet werden. Am Beispiel der Zugscherung zeigten die thermisch gefügten Proben verdoppelte Festigkeiten gegenüber den geklebten Proben.

11.2 Ausblick

Die vorliegende Arbeit liefert einen Beitrag zum Prozessverständnis für die Strukturierung mittels gepulster Laserstrahlung am Beispiel des thermischen Fügens. Anknüpfungspunkte für eine weitere Analyse ergeben sich hierbei auf den Gebieten der Laserstrukturierung, des thermischen Fügens sowie der wirkenden Bindemechanismen zwischen dem Kunststoff und dem Metall.

Mit der gepulsten Laserstrukturierung werden hohe Festigkeiten im KMV für den verwendeten endlosfaserverstärkten Kunststoff bewirkt. In einem exemplarischen Vergleich von HECKERT & ZAEH (2015) zeigte jedoch ein auf dem Remote-Abtragschneiden (siehe *Abschnitt 3.3.4, S. 50*) basierender Strukturierungsprozess für kurzfaserverstärkte Kunststoffe höhere Festigkeiten als die hier beschriebene Laserstrukturierung. Für das Remote-Abtragschneiden sind hohe Vorschubgeschwindigkeiten des Laser-Brennflecks notwendig, um eine Strukturausbildung zu bewirken. Dies führt im Allgemeinen zu hohen Bearbeitungsraten, wobei hochbrillante cw-Strahlquellen mit Leistungen im mehrfachen Kilowatt-Bereich und Scanner-Optiken mit hoher Dynamik erforderlich sind. Die besonderen technischen Anforderungen dieser Systeme spiegeln sich in den Investitionskosten wider. Für den zukünftigen industriellen Einsatz der Laserstrukturierung mit der

Anwendung an kurzfaser- und unverstärkten Kunststoffen ist deswegen die Frage zu beantworten, welcher Strukturierungsprozess bei der erzielbaren Bearbeitungsrate der wirtschaftlich und technisch geeignetste ist. In Bezug auf die Prozesszeiten bei der gepulsten Laserstrukturierung spielt aktuell die Entwicklung neuer Strahlquellen mit hohen mittleren Laserleistungen im Kilowatt-Bereich eine besondere Rolle. Bei vergleichbaren Strahlparametern zu dem hier eingesetzten Lasersystem ließe sich theoretisch die Bearbeitungsrate im Verhältnis zur zusätzlichen mittleren Strahlquellen-Leistung erhöhen. Dies ermöglicht den wirtschaftlichen Einsatz des Laserstrukturierungsprozesses. Es bedarf jedoch weiterer Untersuchungen darüber, wie ein mehrfach erhöhter Energieeintrag in Abhängigkeit der Bearbeitungsstrategie das Prozessergebnis verändert.

In den dargestellten Untersuchungen wiesen alle Bruchflächen Metallpartikel auf der Kunststoffoberfläche auf, die sich beim Versagen von der laserstrukturierten Aluminiumoberfläche lösten. In zukünftigen Arbeiten sollte vertiefend untersucht werden, ob eine bessere Haftung der Oxidschicht am Aluminiumsubstrat erzielt werden kann und inwiefern diese zu einer verbesserten Verbundfestigkeit führt. Ein möglicher Ansatz zur Untersuchung dieses Sachverhaltes ist der Einsatz gepulster Strahlquellen mit geringerer Pulsdauer im niedrigen Nano- oder Pikosekundenbereich. Aufgrund der kürzeren Wechselwirkungsdauer des Laserlichts mit der Oberfläche wird der Wärmeeintrag in den Werkstoff verringert und folglich die Mikrostruktur- sowie die Oxidausbildung verändert. Dies könnte ebenfalls die Haftung der Oxidschicht beeinflussen.

Ein weiteres Augenmerk sollte in Zukunft auf das verwendete PA 6 gelegt werden, welches eine hohe Affinität zu Wasser aufweist. Da der Einfluss von Wasser eine Abspaltung von Polymerketten bewirkt, kommt es bei Feuchtigkeitsbelastung zum Verlust an mechanischer Festigkeit. Hierdurch lässt sich der gemessene Festigkeitsverlust aufgrund des Klimawechseltests erklären. In vergleichbaren Untersuchungen mit einem PP, welches eine sehr geringe Wasseraufnahme zeigt, wurde hingegen vor und nach dem Klimawechseltest ein geringfügiger Festigkeitsabfall festgestellt (HECKERT ET AL. 2016). Eine tiefere Untersuchung zur Kunststoff-Haftung und zum Abbau an mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von Feuchtigkeitsbelastung würde einem Anwender geeignete Kriterien zur Auslegung von thermisch gefügten KVM zur Verfügung stellen.

In den Untersuchungen zur Temperatur- und Druckführung wurden der Kristallisationsgrad sowie die Eigenspannungen im Kunststoff als mögliche Gründe für die gesteigerte Festigkeit identifiziert. Dies konnte innerhalb der vorliegenden Arbeit

allerdings nicht direkt bestätigt werden. Um den Kristallisationsgrad des Kunststoffes in Abhängigkeit der Temperaturführung zu bestimmen, bietet sich für spätere Untersuchungen beispielsweise die Dynamische Differenzkalorimetrie an. Diese Analyse muss unter besonderer Betrachtung der Verstärkungsfasern im FKV durchgeführt werden, denn nach GAO & KIM (2000) wirken die Fasern als Nukleierungskeime, wodurch die Messung deutlichen Schwankungen unterliegt. Ein möglicher Ansatz zur Bestimmung von Eigenspannungen für die vorliegende Fügeverbindung wäre das Vorgehen nach BOS (2009, S. 80). Hierbei wird die Fügefläche mit Hilfe eines optischen Sensorsystems zur Dehnungsmessung überwacht und gleichzeitig die Kunststoff-Matrix mit Ameisensäure abgetragen. Die während dieses Prozesses entstandenen Verformungen repräsentieren demnach die resultierenden Eigenspannungen.

Die vorliegende wissenschaftliche Arbeit stellt zusammenfassend dar, dass mit der Laserstrukturierung und dem thermischen Fügen eine Verfahrenskombination besteht, durch welche hochfeste Fügeverbindungen zwischen einem Kunststoff und einem Metall erzeugt werden können – ohne den Einsatz zusätzlicher Fügeelemente. Hierdurch wird ein besonderes Potential für zahlreiche Leichtbau-Anwendungen, bei denen eine hohe Verbundfestigkeit erforderlich ist, eröffnet. Eine dieser Anwendungen ist das hier vorgestellte Bolzenfügen. Darüber hinaus sind neben der Festigkeit weitere Eigenschaften der Fügeverbindung für verschiedene technische Applikationen von Interesse. Mit dem hier beschriebenen Verfahren können beispielsweise Fügeverbindungen mit einer hohen Gasdichtheit erzeugt werden (HECKERT ET AL. 2016). Dies ist gerade bei einem Einsatz in der Elektromobilität von Vorteil. Somit können empfindliche elektrisch leitende Komponenten zum einen isolierend und zum anderen gegenüber einwirkenden Umwelteinflüssen wie Feuchtigkeit abgeschirmt werden. Dies ermöglicht den vielfältigen Einsatz des thermischen Fügens mit Laserstrukturierung über reine Leichtbau-Anwendungen hinaus.

12 Literaturverzeichnis

AMEND ET AL. 2013

Amend, P.; Pfindel, S.; Schmidt, M.: Thermal Joining of Thermoplastic Metal Hybrids by Means Of Mono- and Polychromatic Radiation. *Physics Procedia* 41 (2013) o. Nr., S. 98-105.

AMEND ET AL. 2014

Amend, P.; Mohr, C.; Roth, S.: Experimental Investigations of Thermal Joining of Polyamide Aluminum Hybrids Using a Combination of Mono- and Polychromatic Radiation. *Physics Procedia* 56 (2014) o. Nr., S. 824-834.

ANTONY & JAYARAJAN 2015

Antony, S.; Jayarajan, J. N.: T-GEN. A Tabu Search Based Genetic Algorithm for the Automatic Playlist Generation Problem. *Procedia Computer Science* 46 (2015) o. Nr., S. 409-416.

ARAI ET AL. 2014

Arai, S.; Kawahito, Y.; Katayama, S.: Effect of surface modification on laser direct joining of cyclic olefin polymer and stainless steel. *Materials & Design* 59 (2014) o. Nr., S. 448-453.

AVK 2014

AVK: Handbuch Faserverbundkunststoffe. Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen. Wiesbaden: Springer Vieweg 2014. ISBN: 978-3-658-02754-4.

BAKER 1987

Baker, J. E.: Reducing Bias and Inefficiency in the Selection Algorithm. In: Grefenstette, J. J. (Hrsg.): Genetic algorithms and their applications. Proceedings of the 2. International Conference on Genetic Algorithms, July 28 - 31, 1987 at the Massachusetts Inst. of Technology, Cambridge, MA. Hillsdale, NJ: Erlbaum 1987, S. 14-21. ISBN: 0-805-80158-8.

BALLE 2009

Balle, F.: Ultraschallschweissen von Metall, C-Faser-Kunststoff (CFK) - Verbunden. (Dissertation). Kaiserslautern: Techn. Univ., Lehrstuhl für Werkstoffkunde 2009. ISBN: 3-932-06621-9.

BALLE ET AL. 2013

Balle, F.; Huxhold, S.; Emrich, S.; Wagner, G.; Kopnarski, M.; Eifler, D.: Influence of Heat Treatments on the Mechanical Properties of Ultrasonic Welded AA 2024/CF-PA66-Joints. *Advanced Engineering Materials* 15 (2013) 9, S. 837-845.

BASF SE 2013

BASF SE: Ultracom™ – thermoplastic composite system - Produktdatenblatt. <<http://www8.basf.us//PLASTICSWEB/displayanyfile?id=0901a5e1803c4de3>> - 30.10.2017.

BASF SE 2014

BASF SE: Ultramid B3K - Produktdatenblatt. <https://www.plasticsportal.net/wa/EU~de_DE/Catalog/ePlastics/info/BASF/product/ultramid_b3k> - 30.10.2017.

BAUERNHUBER & MARKOVITS 2014

Bauernhuber, A.; Markovits, T.: Investigating Thermal Interactions in the Case of Laser Assisted Joining of PMMA Plastic and Steel. *Physics Procedia* 56 (2014) o. Nr., S. 811-817.

BERGMANN & STAMBKE 2012

Bergmann, J. P.; Stambke, M.: Potential of Laser-manufactured Polymer-metal hybrid Joints. *Physics Procedia* 39 (2012) o. Nr., S. 84-91.

BLACKBURN & HILTON 2011

Blackburn, J.; Hilton, P.: Producing Surface Features with a 200 W Yb-fibre Laser and the Surfi-Sculpt Process. *Physics Procedia* 12 (2011) o. Nr., S. 529-536.

BMW 2016

BMW: Die Zukunft der urbanen Mobilität. Konzept BMW i. <<http://www.bmw.de/de/neufahrzeuge/bmw-i/bmw-i/konzept.html#carbon>> - 08.12.2016.

BMW PR 308.2

BMW PR 308.2: BMW Prüfvorschrift - Klimatische Prüfung von Klebeverbindungen und Materialverbindungen an Ausstattungsteilen: 2006.

BONNET 2009

Bonnet, M.: *Kunststoffe in der Ingenieur Anwendung. Verstehen und zuverlässig auswählen.* Wiesbaden: Vieweg + Teubner 2009. ISBN: 978-3-834-89303-1.

BORLINGHAUS 2016

Borlinghaus, R. T.: Konfokale Mikroskopie in Weiß. Berlin, Heidelberg: Springer 2016. ISBN: 978-3-662-49358-8.

BOS 2009

Bos, M.: Deformations- und Dehnungsanalyse von geschweißten Metall-, Faser-Kunststoff-Verbunden mit optischen und thermischen Messverfahren. (Dissertation) Technische Universität Kaiserslautern. Kaiserslautern (2009). <<https://kluedo.ub.uni-kl.de/files/2112/Dissertation-Bos.pdf>> - 30.10.2017.

BRECHER 2011

Brecher, C.: Integrative Produktionstechnik für Hochlohnländer. Berlin, Heidelberg: Springer 2011. ISBN: 978-3-642-20692-4.

BRUNAUER ET AL. 1938

Brunauer, S.; Emmett, P. H.; Teller, E.: Adsorption of Gases in Multimolecular Layers. Journal of the American Chemical Society 60 (1938) 2, S. 309-319.

CENIGAONAINDIA ET AL. 2012

Cenigaonaindia, A.; Liébana, F.; Lamikiz, A.; Echegoyen, Z.: Novel Strategies for Laser Joining of Polyamide and AISI 304. Physics Procedia 39 (2012) o. Nr., S. 92-99.

CHICHKOV ET AL. 1996

Chichkov, B. N.; Momma, C.; Nolte, S.; Alvensleben, F.; Tünnermann, A.: Femtosecond, picosecond and nanosecond laser ablation of solids. Applied Physics A Materials Science & Processing 63 (1996) 2, S. 109-115.

DA SILVA ET AL. 2011

da Silva, L. F.; Öchsner, A.; Adams, R. D.: Handbook of Adhesion Technology. Berlin, Heidelberg: Springer 2011. ISBN: 978-3-642-01168-9.

DELO 2014

DELO: DELO und Böllhoff bringen Leichtbau-Fügeverfahren auf den Markt. <<https://www.delo.de/presse/pressemitteilungen/pressemitteilung/delo-und-boellhoff-bringen-leichtbau-fuegeverfahren-auf-den-markt/>> - 08.12.2016.

DIN 8593-8

DIN 8593-8, ICS 01.040.25: Fertigungsverfahren Fügen - Teil 8: Kleben - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth 2003.

DIN EN 1465

DIN EN 1465, ICS 83.180: Klebstoffe – Bestimmung der Zugscherfestigkeit von Überlappungsklebungen. Berlin: Beuth 2009.

DIN EN 573-3

DIN EN 573-3, ICS 77.120.10: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen. Berlin: Beuth 2013.

DIN EN ISO 11145

DIN EN ISO 11145, ICS 01.040.31: Optik und Photonik – Laser und Laseranlagen – Begriffe und Formelzeichen. Berlin: Beuth 2016.

DIN EN ISO 4287

DIN EN ISO 4287, ICS 01.040.17: Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. Berlin: Beuth 2010.

DIN ISO 9277

DIN ISO 9277, ICS 19.120: Bestimmung der spezifischen Oberfläche von Festkörpern mittels Gasadsorption – BET-Verfahren. Berlin: Beuth 2014.

DUBBEL ET AL. 2014

Dubbel, H.; Feldhusen, J.; Grote, K.-H.: Dubbel. Taschenbuch für den Maschinenbau. 24. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer 2014. ISBN: 978-3-642-38891-0.

EARL ET AL. 2012

Earl, C.; Hilton, P.; O'Neill, B.: Parameter Influence on Surfi-Sculpt Processing Efficiency. Physics Procedia 39 (2012) o. Nr., S. 327-335.

EHRENSTEIN & PONGRATZ 2007

Ehrenstein, G. W.; Pongratz, S.: Beständigkeit von Kunststoffen. München: Hanser 2007. ISBN: 978-3-446-21851-2.

EHRENSTEIN 2004

Ehrenstein, G. W.: Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik. München: Hanser 2004. ISBN: 3-446-22340-1.

EHRENSTEIN 2006

Ehrenstein, G. W.: Faserverbund-Kunststoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Eigenschaften. 2. Aufl. München: Hanser 2006. ISBN: 978-3-446-22716-3.

EHRENSTEIN 2011

Ehrenstein, G.: Polymer-Werkstoffe. 3. Aufl. München: Hanser 2011.
ISBN: 978-3-446-42283-4.

EICHLER & EICHLER 2010

Eichler, J.; Eichler, H.-J.: Laser. Bauformen, Strahlführung, Anwendungen.
7. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer 2010. ISBN: 978-3-642-10462-6.

EICKENBUSCH & KRAUSS 2014

Eickenbusch, H.; Krauss, O.: Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität
und Energieversorgung. Studie. <<https://www.vdi.de/technik/fachthemen/materials-engineering/artikel/werkstoffinnovationen-fuer-nachhaltige-mobilitaet-und-energieversorgung/>> - 30.10.2017.

ENGELMANN ET AL. 2015

Engelmann, C.; Meier, D.; Olowinsky, A.; Kielwasser, M.: Metal meets Com-
posite - Hybrid Joining for Automotive Applications. In: Wissenschaftliche
Gesellschaft Lasertechnik e.V. (Hrsg.): LIM - Lasers in Manufacturing 2015.
München, 22.06-25.06. 2015.

FLOCK 2012

Flock, D.: Wärmeleitungsfügen hybrider Kunststoff-Metall-Verbindungen.
(Dissertation). Norderstedt: Books on Demand 2012. ISBN: 978-3-848-20173-
0.

FRIEDRICH 2013

Friedrich, H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer
Fachmedien 2013. ISBN: 978-3-834-81467-8.

FUCHS ET AL. 2014

Fuchs, A. N.; Wirth, F. X.; Rinck, P.; Zaeh, M. F.: Laser-generated Macro-
scopic and Microscopic Surface Structures for the Joining of Aluminum and
Thermoplastics using Friction Press Joining. Physics Procedia 56 (2014) o.
Nr., S. 801-810.

GAO & KIM 2000

Gao, S.-L.; Kim, J.-K.: Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK compo-
sites. Part 1. Crystallinity and interface adhesion. Composites Part A: Applied
Science and Manufacturing 31 (2000) 6, S. 517-530.

GERDES ET AL. 2004

Gerdes, I.; Klawonn, F.; Kruse, R.: Evolutionäre Algorithmen. Wiesbaden:
Vieweg + Teubner 2004. ISBN: 978-3-528-05570-7.

GRAMSCH-KEMPKES 2013

Gramsch-Kempkes, S.: Die mechanische Adhäsion als beständiger Adhäsionsmechanismus in Metallklebungen. (Dissertation). Kaiserslautern: Techn. Univ., AG Werkstoff- und Oberflächentechnik 2013. ISBN: 978-3-943-99531-2.

GUDE ET AL. 2015

Gude, M.; Lieberwirth, H.; Meschut, G.; Zaeh, M. F. (Hrsg.): Forel-Studie. Chancen und Herausforderungen im ressourceneffizienten Leichtbau für die Elektromobilität. Dresden: FOREL 2015. ISBN: 978-3-000-49681-3.

GÜNZLER ET AL. 2000

Günzler, H.; Bahadir, A. M.; Danzer, K.; Engewald, W.; Fresenius, W.; Galensa, R.; Huber, W.; Linscheid, M.; Schwedt, G.; Tölg, G.; Borsdorf, R.; Lüderwald, I.; Wissler, H.: Analytiker-Taschenbuch. Berlin, Heidelberg: Springer 2000. ISBN: 978-3-642-52376-2.

GURSKY & KÖNIGSREUTHER 2014

Gursky, S. H.; Königsreuther, P.: Bolzen via Roboter auf CFK-Teilen fixieren. Roboter. <<http://www.maschinenmarkt.vogel.de/bolzen-via-roboter-auf-cfk-teilen-fixieren-a-465478/index2.html>> - 30.10.2017.

HABENICHT 2009

Habenicht, G.: Kleben. Grundlagen, Technologien, Anwendungen. 6. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer 2009. ISBN: 978-3-540-85264-3.

HABERSTROH & SICKERT 2014

Haberstroh, E.; Sickert, M.: Thermal Direct Joining of Hybrid Plastic Metal Components. KMUTNB International Journal of Applied Science and Technology 7 (2014) 3, S. 29-34.

HECKERT & ZAEH 2014

Heckert, A.; Zaeh, M. F.: Laser Surface Pre-treatment of Aluminium for Hybrid Joints with Glass Fibre Reinforced Thermoplastics. Physics Procedia 56 (2014) o. Nr., S. 1171-1181.

HECKERT & ZAEH 2015

Heckert, A.; Zaeh, M. F.: Laser surface pre-treatment of aluminum for hybrid joints with glass fiber reinforced thermoplastics. Journal of Laser Applications 27 (2015) S2, S. 29005.

HECKERT ET AL. 2015

Heckert, A.; Singer, C.; Zaeh, M. F.: Pulsed Laser Surface Pre-Treatment of Aluminium to Join Aluminium Thermoplastic Hybrid Parts. In: Wissenschaftliche Gesellschaft Lasertechnik e.V. (Hrsg.): LIM - Lasers in Manufacturing 2015. München, 22.06-25.06. 2015.

HECKERT ET AL. 2016

Heckert, A.; Singer, C.; Zaeh, M. F.; Daub, R.; Zeilinger, T.: Gas-tight Thermally Joined Metal-thermoplastic Connections by Pulsed Laser Surface Pre-treatment. Physics Procedia 83 (2016) o. Nr., S. 1083-1093.

HOLTKAMP ET AL. 2010

Holtkamp, J.; Roesner, A.; Gillner, A.: Advances in hybrid laser joining. International Journal of Advanced Manufacturing Technology 47 (2010) 9-12, S. 923-930.

HOSE 2008

Hose, R.: Laseroberflächenvorbehandlung zur Verbesserung der Adhäsion und Alterungsbeständigkeit von Aluminiumklebungen. (Dissertation). Aachen: Shaker 2008. ISBN: 978-3-832-27262-3.

HÜGEL ET AL. 2009

Hügel, H.; Dausinger, F.; Graf, T.: Laser in der Fertigung. Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren. 2. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner 2009. ISBN: 978-3-8351-0005-3.

INCROPERA & DEWITT 2002

Incropera, F. P.; DeWitt, D. P.: Fundamentals of heat and mass transfer. 5. Aufl. New York, NY: Wiley 2002. ISBN: 978-0-471-38650-6.

JUNG ET AL. 2013

Jung, K.-W.; Kawahito, Y.; Takahashi, M.; Katayama, S.: Laser direct joining of carbon fiber reinforced plastic to aluminum alloy. Journal of Laser Applications 25 (2013) 3, S. 32003.

KATAYAMA & KAWAHITO 2008

Katayama, S.; Kawahito, Y.: Laser direct joining of metal and plastic. Scripta Materialia 59 (2008) 12, S. 1247-1250.

KAWAHITO ET AL. 2006

Kawahito, Y.; Tange A.; Kubota, S.; Katayama S.: Development of Direct Laser Joining for Metal and Plastic. In: Laser Institute of America (Hrsg.): ICALEO - 25th International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics. Scottsdale, AZ, USA, 30.10.-02.11. 2006, S. 376-382. ISBN: 0-912-03585-4.

KLANK 2003

Klank, D.: Partikelwelt. Aktuelle Fachbeiträge der QUANTACHROME GmbH, Nr. 2. <<http://www.quantachrome.de/mediadb/15338/15339/Partikelwelt2.pdf>> - 30.10.2017.

KLEIN 2009

Klein, B.: Leichtbau-Konstruktion. Berechnungsgrundlagen und Gestaltung. 8. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner 2009. ISBN: 978-3-834-80701-4.

KRAMER 2009

Kramer, O.: Computational Intelligence. Berlin, Heidelberg: Springer 2009. ISBN: 978-3-540-79738-8.

KRUSE ET AL. 2012

Kruse, R. J.; Borgelt, C.; Klawonn, F.; Moewes, C.; Ruß, G.; Steinbrecher, M.: Computational Intelligence. Eine methodische Einführung in Künstliche Neuronale Netze, Evolutionäre Algorithmen, Fuzzy-Systeme und Bayes-Netze. Wiesbaden: Vieweg + Teubner 2012. ISBN: 978-3-834-81275-9.

KURTOVIC 2014

Kurtovic, A.: Laserinduzierte Nanostrukturierung von Titanoberflächen für das strukturelle Kleben. (Dissertation) Universität Paderborn. Paderborn (2014). <<http://digital.ub.uni-paderborn.de/hsx/download/pdf/1307779?originalFilename=true>> - 30.10.2017.

LAMBERTI ET AL. 2014

Lamberti, C.; Solchenbach, T.; Plapper, P.; Possart, W.: Laser Assisted Joining of Hybrid Polyamide-aluminum Structures. Physics Procedia 56 (2014) o. Nr., S. 845-853.

LANC ET AL. 2015

Lanc, Z.; Zeljković, M.; Štrbac, B.; Živković, A.; Drstvenšek, I.; Hadžistević, M.: The Determination of the Emissivity of Aluminum Alloy AW 6082 Using Infrared Thermography. Journal of Production Engineering 18 (2015) 1, S. 23-26.

LÄSSIG ET AL. 2012

Lässig, R.; Eisenhut, M.; Mathias, A.; Schulte, R. T.; Peters, F.; Kühmann, T.; Waldmann, T.; Begemann, W.: Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen. Perspektiven für den deutschen Maschinen- und Anlagenbau. <http://www.scope-online.de/upload_weka/Studie_894791.pdf> - 30.10.2017.

LI ET AL. 2016

Li, H.; Zhang, Y.; Bai, G.; Zhang, B.: Morphological and nanomechanical characterization of anisotropic interfacial characteristic regions in CF/PA6 composites at different cooling rates. *Journal of Applied Polymer Science* 133 (2016) 42, S. 22.

LÜTKE 2011

Lütke, M.: Entwicklung des Remote-Laserstrahlschneidens metallischer Werkstoffe. (Dissertation). Stuttgart: Fraunhofer 2011. ISBN: 978-3-839-60359-8.

MACHERAUCH & ZOCH 2014

Macherauch, E.; Zoch, H.-W.: *Praktikum in Werkstoffkunde. 95 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik.* 12. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg 2014. ISBN: 978-3-658-05037-5.

MARKOVITS & BAUERNHUBER 2014

Markovits, T.; Bauernhuber, A.: Comparing Adhesive Bonding and LAMP Joining Technology in Case of Hybrid Material Combination. *Physics Procedia* 56 (2014) o. Nr., S. 818-823.

MENGES 2011

Menges, G.: *Werkstoffkunde Kunststoffe.* 6. Aufl. München: Hanser 2011. ISBN: 978-3-446-42762-4.

MUSIOL 2015

Musiol, J. D.: Remote-Laserstrahl-Abtragschneiden. (Dissertation). München: Herbert Utz 2015. ISBN: 978-3-8316-4523-7. (Forschungsberichte IWB 307).

MUSIOL ET AL. 2011

Musiol, J.; Zaeh, M. F.; Guertler, M. R.: Contribution on Modelling the Remote Ablation Cutting. In: *Laser Institute of America (Hrsg.): ICALEO - 30th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics.* Orlando, FL, USA, 23.10.-27.10. 2011, S. 369-377. ISBN: 978-0-912-03594-9.

NEITZEL ET AL. 2014

Neitzel, M.; Mitschang, P.; Breuer, U.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. 2. Aufl. München: Hanser 2014.
ISBN: 978-3-446-43696-1.

NIWA ET AL. 2007

Niwa, Y.; Kawahito, Y.; Kubota, S.; Katayama S.: Development and Improvement in Laser Direct Joining of Metal and Plastic. In: Laser Institute of America (Hrsg.): ICALEO - 26th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics. Orlando, FL, USA, 29.10.-01.11. 2007, S. 463-470.
ISBN: 978-0-912-03588-8.

OSTERMANN 2014

Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. 3. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer 2014. ISBN: 978-3-662-43806-0.

POHLHEIM 2000

Pohlheim, H.: Evolutionäre Algorithmen. Berlin, Heidelberg: Springer 2000.
ISBN: 978-3-642-63052-1.

POPRAWA 2005

Poprawa, R.: Lasertechnik für die Fertigung. Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur. Berlin, Heidelberg: Springer 2005.
ISBN: 978-3-540-26435-4.

POPRAWA ET AL. 2004

Poprawa, Reinhart; Bäuerle, Dieter; Landolt, Hans; Börnstein, Richard; Martienssen, W.; Madelung, Otfried (Hrsg.): Landolt-Börnstein: Numerical data and functional relationships in science and technology. Group VIII: Advanced Materials and Technologies Volume 1. Berlin, Heidelberg: Springer 2004.
ISBN: 3-540-00105-0.

QUENTIN ET AL. 2014

Quentin, U.; Kirchhoff, M.; Brockmann, R.; Löffler, K.: Laser Based Metal and Plastics Joining for Lightweight Design. In: Laser Institute of America (Hrsg.): ICALEO - 33rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics. San Diego, CA, USA, 19.10.-23.10. 2014, S. 446-448.
ISBN: 978-1-940-16802-9.

RECHNER 2012

Rechner, R.: Laseroberflächenvorbehandlung von Aluminium zur Optimierung der Oxidschichteigenschaften für das strukturelle Kleben. (Dissertation). München: Dr. Hut 2012. ISBN: 978-3-843-90306-6.

RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. 2014

Rodríguez-Vidal, E.; Lambarri, J.; Soriano, C.; Sanz, C.; Verhaeghe, G.: A Combined Experimental and Numerical Approach to the Laser Joining of Hybrid Polymer – Metal Parts. *Physics Procedia* 56 (2014) o. Nr., S. 835-844.

RODRÍGUEZ-VIDAL ET AL. 2016

Rodríguez-Vidal, E.; Sanz, C.; Soriano, C.; Leunda, J.; Verhaeghe, G.: Effect of metal micro-structuring on the mechanical behavior of polymer–metal laser T-joints. *Journal of Materials Processing Technology* 229 (2016) o. Nr., S. 668-677.

RÖSNER 2014

Rösner, A.: Laserbasiertes Fügeverfahren zur Herstellung von Kunststoff-Metall-Hybridbauteilen. (Dissertation). Stuttgart: Fraunhofer 2014. ISBN: 978-3-839-60791-6.

SAECHTLING & BAUR 2007

Saechtling, H.; Baur, E.: Saechtling-Kunststoff-Taschenbuch. 30. Aufl. München: Hanser 2007. ISBN: 978-3-446-40352-9.

SALINAS 2000

Salinas, M. H.: Untersuchung flüchtiger Verbindungen bei der thermischen Zersetzung von stickstoffhaltigen Polymerwerkstoffen. (Dissertation) Technische Universität München. München (2000). <<https://media-tum.ub.tum.de/doc/603216/document.pdf>> - 30.10.2017.

SCHEIK 2016

Scheik, S.: Untersuchungen des Verbundverhaltens von thermisch direkt gefügten Metall-Kunststoffverbindungen unter veränderlichen Umgebungsbedingungen. (Dissertation). Aachen: Shaker 2016. ISBN: 978-3-844-04293-1.

SCHLICKENRIEDER 2008

Schlickenrieder, K. P.: Methodik zur Prozessoptimierung beim automatisierten elastischen Kleben großflächiger Bauteile. (Dissertation). München: Herbert Utz 2008. ISBN: 978-3-831-60776-1. (Forschungsberichte IWB 211).

SCHMIDT 2015

Schmidt, P. A.: Laserstrahlschweißen elektrischer Kontakte von Lithium-Ionen-Batterien in Elektro- und Hybridfahrzeugen. (Dissertation). München: Herbert Utz 2015. ISBN: 978-3-831-64519-0. (Forschungsberichte IWB 304).

SCHMIEDERER & SCHMACHTENBERG 2006

Schmiederer, D.; Schmachtenberg, E.: Einflüsse auf die Eigenschaften kleiner und dünnwandiger Spritzgußteile. *Journal of Plastics Technology* 2 (2006) 5, S. 1-21.

SCHÜRMANN 2007

Schürmann, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer 2007. ISBN: 978-3-540-72189-5.

SCHWEIER 2015

Schweier, M.: Simulative und experimentelle Untersuchungen zum Laserschweißen mit Strahloszillation. (Dissertation). München: Herbert Utz 2015. ISBN: 978-3-831-64536-7. (Forschungsberichte IWB 310).

SICKERT 2015

Sickert, M.: Weiterentwicklung des Wärmekontaktfügens für Kunststoff-Metall-Verbunde. Advancement of heat contact bonding for plastic-metal joints. (Dissertation). Aachen: Mainz 2015. ISBN: 978-3-958-86040-7.

SIEBERTZ ET AL. 2010

Siebertz, K.; van Bebber, D.; Hochkirchen, T.: Statistische Versuchsplanung. Design of Experiments (DoE). Berlin, Heidelberg: Springer 2010. ISBN: 978-3-642-05492-1.

SPADARO ET AL. 2006

Spadaro, C.; Dispenza, C.; Sunseri, C.: Influence of nanoporous structure on mechanical strength of aluminium and aluminium alloy adhesive structural joints. *Journal of Physics: Condensed Matter* 18 (2006) 33, S. S2007-S2018.

SPADARO ET AL. 2007

Spadaro, C.; Sunseri, C.; Dispenza, C.: Laser surface treatments for adhesion improvement of aluminium alloys structural joints. *Radiation Physics and Chemistry* 76 (2007) 8-9, S. 1441-1446.

STIEß 2009

Stieß, M.: Mechanische Verfahrenstechnik - Partikeltechnologie 1. 3. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer 2009. ISBN: 978-3-540-32551-2.

STUPL 2008

Stupl, J. M.: Untersuchung der Wechselwirkung von Laserstrahlung mit Strukturelementen von Raumflugkörpern. (Dissertation). München: Dr. Hut 2008. ISBN: 978-3-899-63910-0.

TROUGHTON 2008

Troughton, M. J.: Handbook of plastics joining. A practical guide. Norwich, NY, Cambridge, UK: Pdl Handbook 2008. ISBN: 978-0-815-51581-4.

VAN DER STRAETEN ET AL. 2016

van der Straeten, K.; Burkhardt, I.; Olowinsky, A.; Gillner, A.: Laser-induced Self-organizing Microstructures on Steel for Joining with Polymers. *Physics Procedia* 83 (2016) o. Nr., S. 1137-1144.

VELTHUIS 2007

Velthuis, R.: Induction welding of fiber reinforced thermoplastic polymer composites to metals. (Dissertation). Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe 2007. ISBN: 978-3-934-93071-1.

VENABLES 1984

Venables, J. D.: Adhesion and durability of metal-polymer bonds. *Journal of Materials Science* 19 (1984) 8, S. 2431-2453.

WAHBA ET AL. 2011

Wahba, M.; Kawahito, Y.; Katayama, S.: Laser direct joining of AZ91D thixomolded Mg alloy and amorphous polyethylene terephthalate. *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 6, S. 1166-1174.

WATTS & WOLSTENHOLME 2003

Watts, J. F.; Wolstenholme, J.: An introduction to surface analysis by XPS and AES. New York: Wiley-Interscience 2003. ISBN: 0-470-84712-3.

WIRTH ET AL. 2014

Wirth, F. X.; Zaeh, M. F.; Krutzlinger, M.; Silvanus, J.: Analysis of the Bonding Behavior and Joining Mechanism during Friction Press Joining of Aluminum Alloys with Thermoplastics. *Procedia CIRP* 18 (2014) o. Nr., S. 215-220.

ZIMMERMANN ET AL. 2012

Zimmermann, S.; Specht, U.; Spieß, L.; Romanus, H.; Krischok, S.; Himmerlich, M.; Ihde, J.: Improved adhesion at titanium surfaces via laser-induced surface oxidation and roughening. *Materials Science and Engineering: A* 558 (2012), S. 755-760.

13 Studienarbeiten

Im Rahmen dieser Dissertation entstanden am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (*iwb*) der Technischen Universität München (TUM) in den Jahren von 2013 bis 2017 unter wesentlicher wissenschaftlicher, fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors die im Folgenden aufgeführten studentischen Arbeiten. In diesen wurden unter anderem Fragestellungen zum laserbasierten thermischen Fügen von Kunststoff-Metall-Verbindungen sowie zur Laserstrukturierung metallischer Fügeflächen untersucht. Entstandene Ergebnisse sind teilweise in das vorliegende Dokument eingeflossen. Der Autor dankt allen Studierenden für ihr Engagement bei der Unterstützung dieser wissenschaftlichen Arbeit.

Studierende/r	Studienarbeit
Blumenberg, Jaqueline Laura	Einordnung, Bewertung und Ausarbeitung von Handlungsschwerpunkten zu Fügetechnologien von glasfaserverstärkten Thermoplasten (iwb-Nr.: 2013/031-BT, Abgabe: 30.09.2013)
Krapf, Michael	Konstruktion und Inbetriebnahme eines Versuchstandes zum Laserstrahlschweißen von Aluminium-Thermoplast-Verbindungen (iwb-Nr.: 2013/032-SA, Abgabe: 31.08.2013)
Nguyen-Thien, Phi	Erstellung einer Bewertungsmethodik zur Auswahl von Fügeverfahren für faserverstärkte Kunststoffe (iwb-Nr.: 2013/051-SA, Abgabe: 28.02.2014)
Friembichler, Rupert	Kategorisierung der Verfahren zur Oberflächenstrukturierung mittels Laser (iwb-Nr.: 2014/007-SA, Abgabe: 28.02.2014)
Preuß, Alexander	Untersuchungen zum laserbasierten thermischen Fügen für die Herstellung von Kunststoff-Metall-Mischverbindungen (iwb-Nr.: 2014/035-SA, Abgabe: 30.06.2014)

Volz, Alexander	Untersuchungen zum laserbasierten thermischen Fügen für die Herstellung von Kunststoff-Metall-Mischverbindungen (iwb-Nr.: 2014/043-MT, Abgabe: 31.10.2014)
Friembichler, Rupert	Untersuchungen an laserstrukturierten Aluminiumoberflächen als Vorbereitung zum thermischen Fügen mit glasfaserverstärktem Polyamid (iwb-Nr.: 2014/035-MT, Abgabe: 30.09.2014)
Seiferth, Stefan	Oberflächenvorbehandlung von Aluminium mittels Dauerstrich-Laserstrahlung (iwb-Nr.: 2014/023-DA, Abgabe: 15.01.2015)
Singer, Christian	Gepulste Laserstrukturierung und Analyse der nanoporösen Oxidschicht für thermisch gefügte Aluminium-Polyamid-Verbindungen (iwb-Nr.: 24051, Abgabe: 30.06.2015)
Huber, Florian	Mechanisches Verhalten von thermisch gefügten Aluminium-Polyamid-Verbindungen (iwb-Nr.: 25147, Abgabe: 31.07.2015)
Hartmann, Christoph	Untersuchungen zum Wärmeleitungsfügen von Aluminium mittels Kunststoffzwischen-schichten (iwb-Nr.: 25494, Abgabe: 30.09.2015)
Bollmann, Peter	Untersuchungen zum laserbasierten Fügen von Thermoplast-Aluminium-Mischverbindungen an seriennahen Bauteilen (iwb-Nr.: 25843, Abgabe: 01.07.2015)
Fricke, Adrian	Konstruktion eines Prüfstandes zum laserbasierten thermischen Fügen von Thermoplast-Metall-Verbindungen (iwb-Nr.: 25168, Abgabe: 31.08.2015)

Henze, Anna	Untersuchungen zum Einpressverhalten für das thermische Fügen von Thermoplast-Aluminium-Verbindungen (iwb-Nr.: 25347, Abgabe: 31.08.2015)
Huber, Niklas	Numerische Auslegung der Lasertrajektorie für das laserbasierte thermische Fügen von Aluminium-Thermoplast-Verbindung (iwb-Nr.: 25677, Abgabe: 30.11.2015)
Huber, Florian	Prozesssteuerung für das laserbasierte thermische Fügen von Thermoplast-Aluminium-Verbindungen (iwb-Nr.: 27771, Abgabe: 31.03.2016)
Bretschneider, Maximilian	Untersuchung des Einflusses der Oberflächenmorphologie auf das Alterungsverhalten von thermisch gefügten Aluminium-Polyamid-Verbindungen (iwb-Nr.: 28668, Abgabe: 29.04.2016)
Singer, Christian	Entwicklung einer Füge-technologie zur Herstellung von gasdichten Metall-Thermoplast-Verbindungen an Batteriezellen (iwb-Nr.: 28335, Abgabe: 31.05.2016)
Schmid, Ludwig	Strukturierung von Aluminium mittels Dauerstichlaserstrahlung für das thermische Fügen mit Kunststoff (iwb-Nr.: 28996, Abgabe: 31.05.2016)
Kornas, Thomas	Entwicklung einer Vorrichtung zum Wärmeleitungsfügen von Thermoplast-Metall-Verbindungen (iwb-Nr.: 30312, Abgabe: 31.09.2016)
Mehlstäubel, Kai	Numerische Auslegung der Lasertrajektorie für das laserbasierte Fügen von Aluminium-Thermoplast-Verbindungen (iwb-Nr.: 31560, Abgabe: 31.10.2016)

Wiest, Alexander	Laserstrukturierung - Einfluss der Pulsdauer auf die Oberflächentopographie und die Oxidschichtausbildung (iwb-Nr.: 32516, Abgabe: 31.10.2016)
Maier, Johann	Mechanisches Verhalten von thermisch gefügten Aluminium-Polyamid-Verbindungen (iwb-Nr.: 32879, Abgabe: 31.12.2016)
Kornas, Thomas	Wärmeleitungsfügen von Thermoplast-Metall-Verbindungen für prismatische Batteriezellen (iwb-Nr.: 33284, Abgabe: 02.02.2017)
Wunderling, Christoph	Effizientes Strukturieren von Stahl mit Dauerstrich-Laserstrahlung (iwb-Nr.: 34312, Abgabe: 22.03.2017)
Schmucker, Benedikt	Einfluss der Prozessparameter auf die Verbindungsfestigkeit von thermisch gefügten Thermoplast-Aluminium-Verbindungen (iwb-Nr.: 34322, Abgabe: 29.04.2017)

A Anhang

A.1 Thermisches Fügen

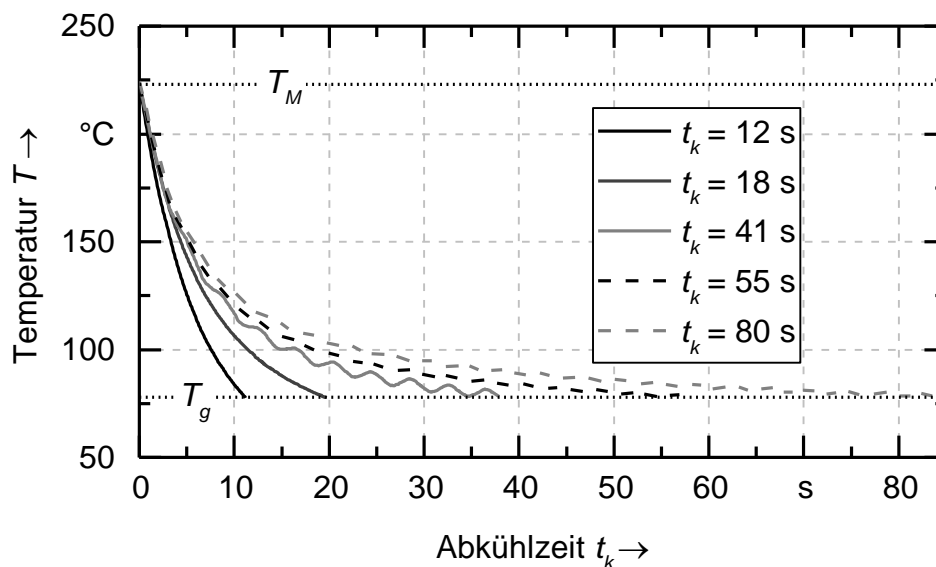


Abbildung A-1: Verlauf der Temperatur T in der Fügefläche zwischen der Schmelztemperatur T_M und der Glastemperatur T_g für verschiedene Prozessführungen bei der Abkühlung, Parameter nach Abschnitt 5.4.4, S. 71

A.2 Thermografie

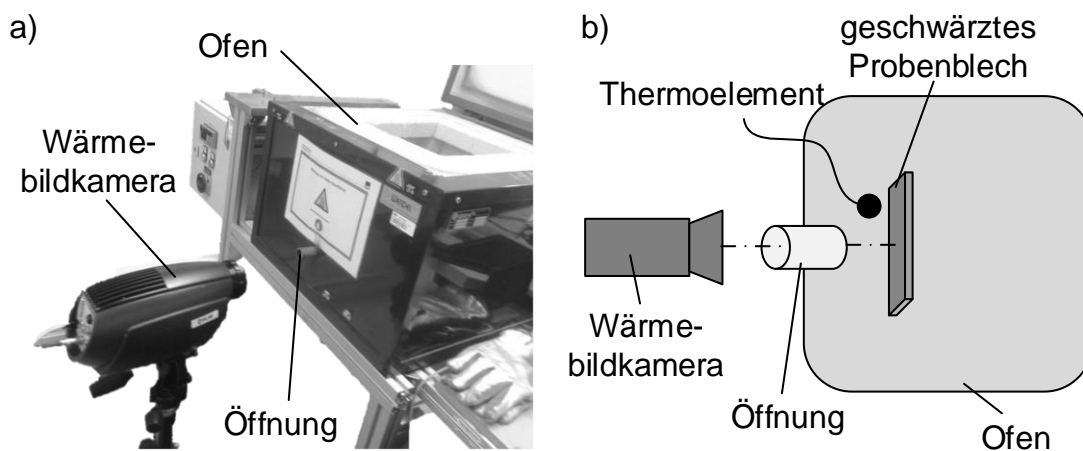


Abbildung A-2: Fotografie (a) und schematische Darstellung (b) des Versuchsaufbaus zur Kalibrierung der Wärmebildkamera

A.3 Topographie laserstrukturierter Oberflächen

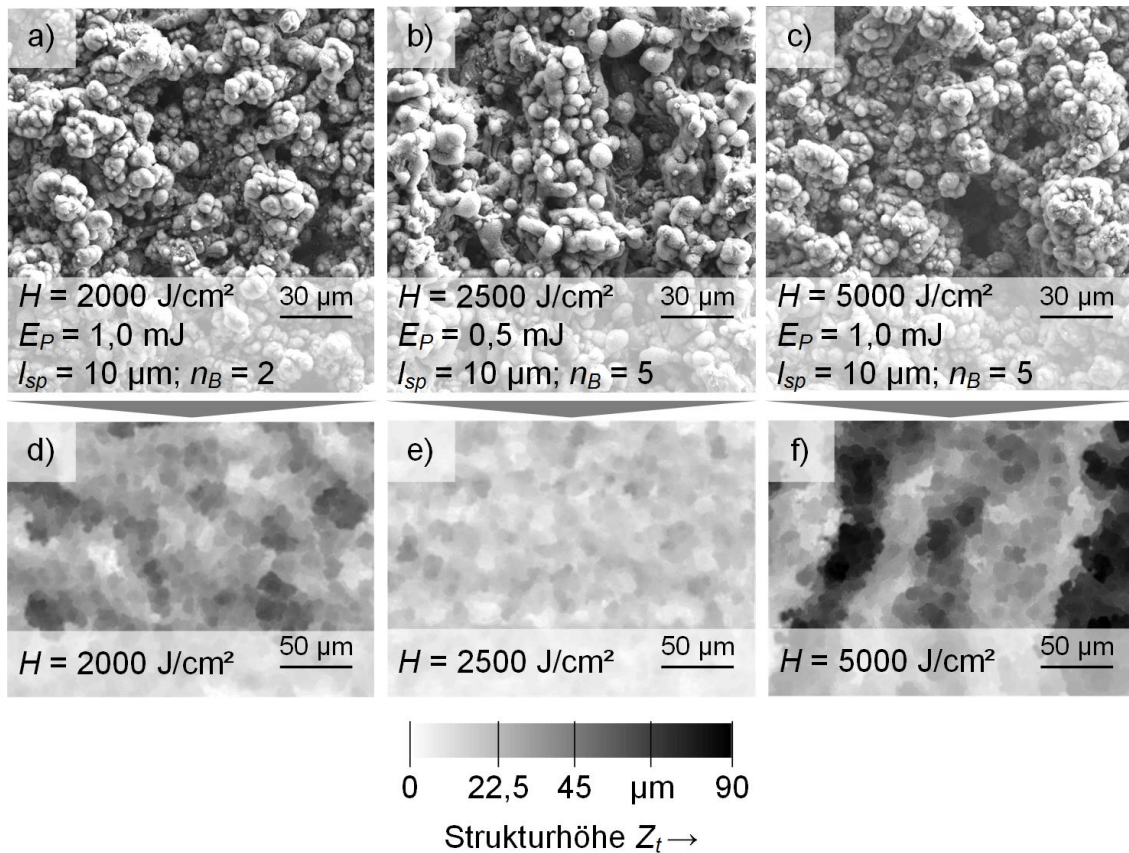


Abbildung A-3: REM- und CLSM-Aufnahmen: Vergleich laserstrukturierter Aluminium-Oberflächen mit den Energiedichten $H = 2000 \text{ J/cm}^2$ (a, d), $H = 2500 \text{ J/cm}^2$ (b, e) und $H = 5000 \text{ J/cm}^2$ (c, f), Parameter nach Abschnitt 5.3, S. 65

A.4 Varianzanalyse der Laserstrukturierung

Die Varianzanalyse (engl. für Analysis of Variance, ANOVA) bezeichnet ein Prüfverfahren zur Kategorisierung von Effekten und hat im Anwendungsfall die Identifikation von wesentlichen Größen, welche Einfluss auf die Verbundfestigkeit nehmen, zum Ziel. Unter der Annahme, dass alle Effekte zufällig auftreten, wird innerhalb des Verfahrens nach besonders starken Effekten gesucht. Eine Abschätzung der Wahrscheinlichkeitswerte ermöglicht es hierbei zwischen wahren und scheinbaren Effekten zu unterscheiden. Die ANOVA bietet außerdem die Möglichkeit der Durchführung von Regressionen und liefert darüber hinaus Informationen zur Güte des Beschreibungsmodells. Ein Effekt wird in der Regel als statistisch signifikant eingeschätzt, wenn die errechnete Irrtumswahrscheinlichkeit unter einer Grenze von fünf Prozent liegt. Zur Beurteilung der Modelgüte kann die Gütemaßzahl R^2 eingesetzt werden, welche die Gesamtvariabilität des mathematischen Modells der Daten beschreibt. Diese Maßzahl nimmt Werte zwischen Null und Eins an, wobei ein Wert von Eins einer vollständigen Beschreibung der Effekte durch das Modell entspricht. (SIEBERTZ ET AL. 2010, S. 69)

Für die Durchführung der Varianzanalyse kam die Software *Visual Xsel* der *CRGRAPH GbR* zum Einsatz. Die zur Verfügung stehende Datenmenge umfasste 250 Zugversuche, in denen verschiedenste Strukturierungsparameter nach *Abschnitt 5.3.3, S. 66*, sowie zusätzlich Proben vertreten waren, bei denen ein Abtrag der Oxidschicht sowie eine Alterung erfolgten. Jede Parameterkombination ging mit mindestens fünf Wiederholungen in die Analyse ein. Es wurde ein quadratisches Modell mit Wechselwirkungen für die Regression eingesetzt. Nach der Entfernung aller nicht signifikanten Terme mit einer Irrtumswahrscheinlichkeit von weniger als fünf Prozent blieben einzig die linearen Anteile der Pulsenergie E_P , des Spotabstands l_{sp} , der Oxidschicht sowie der Alterung übrig. Diese signifikanten Parameter sind in *Abbildung A-4* anhand ihres Effektes auf die Zugscherfestigkeit τ_b aufgetragen, wobei die Standardabweichung mit einem Vertrauensbereich von 95 % angegeben ist. Das Regressionsmodell erzielt ein Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,83$. Für die Anzahl an Belichtungen n_B konnte keine signifikante Beeinflussung des Verbundes festgestellt werden.

Den größten Einfluss nehmen nach der Varianzanalyse der Spotabstand l_{sp} sowie die Oxidschicht auf den Verbund, wobei sich ein kleiner Spotabstand sowie die vorhandene Oxidschicht positiv auf die Verbindungseigenschaften auswirken. Demgegenüber steht ein geringer, aber signifikanter Effekt der Pulsenergie E_P . Ein Alterungsprozess verursacht hingegen die Reduktion der Zugscherfestigkeit.

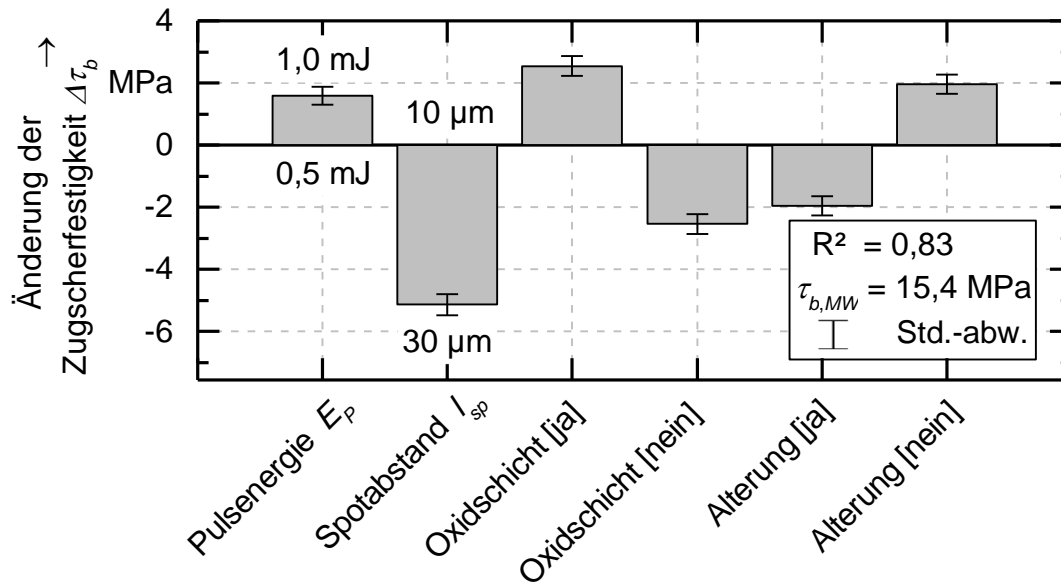


Abbildung A-4: Einfluss der Pulsenergie E_p , des Spotabstands l_{sp} , der Oxidschicht und der Alterung auf die Zugscherfestigkeit $\Delta\tau_b$ für die durchgeführten Zugversuche, Parameter nach Abschnitt 5.3, S. 65 (Pulsenergie, Spotabstand, Oxidschicht) und Abschnitt 5.5.3, S. 75 (Alterung)

A.5 Numerische Auslegung der Lasertrajektorie

Kalibrierung des Absorptionsgrades

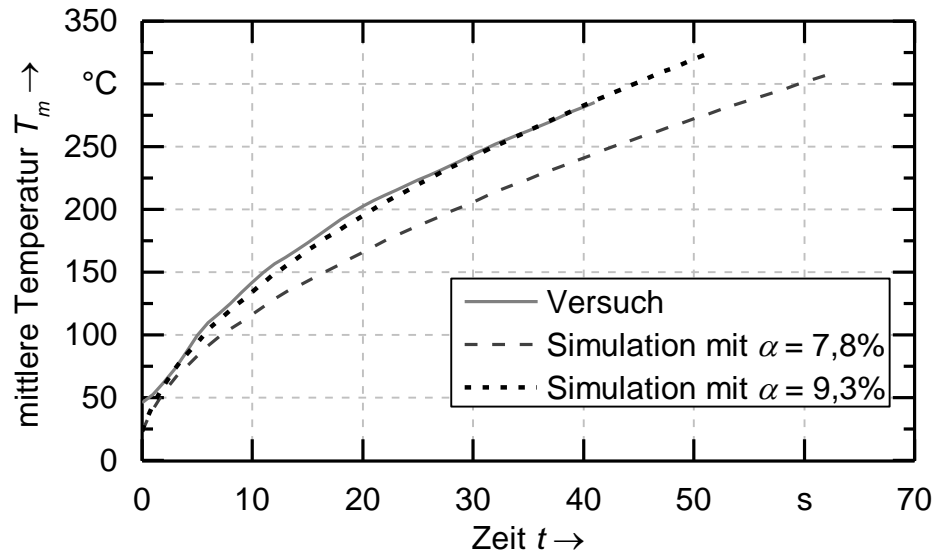


Abbildung A-5: Mittlere Temperatur der Fügefläche im Versuch und in der Simulation für verschiedene Absorptionsgrade α bei Erwärmung mit der Laserleistung $P_L = 460$ W, Parameter nach Abschnitt 9.2.4, S. 128

Gleichungen zur Konvektion und Emmissivität

Die für die natürliche Konvektion applizierten Gleichungen zur thermischen Modellbildung (siehe Abschnitt 9.2.4, S. 129) für die horizontalen und vertikalen Ebenen sind in INCROPERA & DEWITT (2002, S. 571) zu finden. Die Einbindung der Strahlung erfolgte über den dargestellten Zusammenhang:

$$\dot{q} = \varepsilon \sigma (T_U^4 - T^4). \quad (\text{A-1})$$

Hierbei wurde die abgeführte Energie \dot{q} über die Emmissivität ε , die Stefan-Boltzmann-Konstante σ sowie die Differenz zwischen Umgebungstemperatur T_U und der aktuellen Temperatur T bestimmt. Die Emmissivität ist im Modell nach LANC ET AL. (2015) mit

$$\varepsilon(T) = -0,0003 T + 0,205 \quad (\text{A-2})$$

definiert.

Daten zur Übertragung auf den komplexen Körper

Tabelle A-1: Optimierungs- und Simulationsparameter für die Übertragung auf den komplexen Körper nach Abschnitt 9.4, S. 138

Parameter	Beschreibung	Wert	Einheit
P_L	Laserleistung	1800	W
T_{min}	minimale Fügeflächentemperatur	220	°C
T_{max}	maximale Fügeflächentemperatur	280	°C
T_{Ziel}	Zieltemperatur der Fügefläche	250	°C
N_G	Anzahl der Gene	5	-
N_P	Größe der Population	120	-
P_M	Anteil an mutierten Individuen	20	%
P_R	Anteil an rekombinierten Individuen	70	%
P_E	Anteil an elitären Individuen	10	%
r_M	Mutationsrate	zufällig	
t_{max}	maximale Simulationsdauer	10	h
i_{max}	maximale Anzahl der Individuen	2000	-
ΔT_{Ziel}	Soll-Temperaturdifferenz	15	K

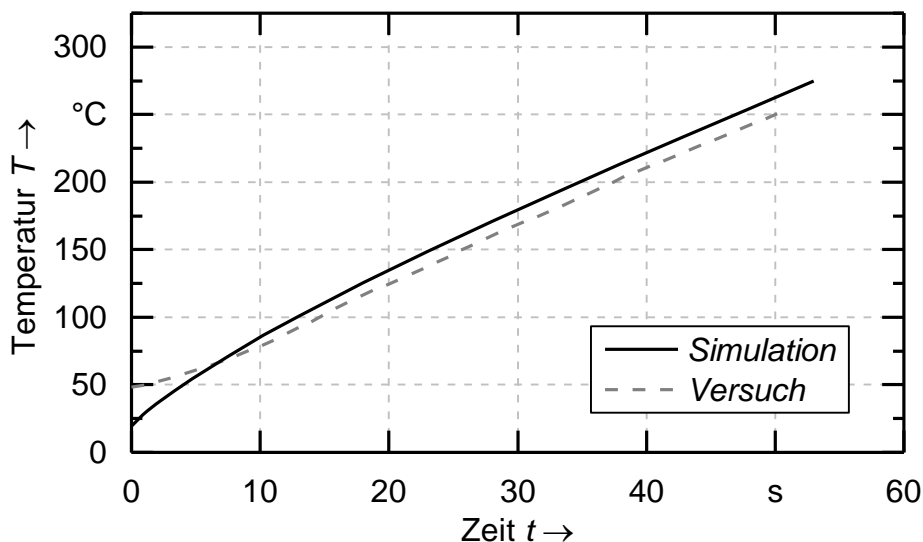


Abbildung A-6: Erwärmungskurve mit Vergleich von Simulation und Versuch auf der Fügefläche für den komplexen Körper (Haltergeometrie) nach Abschnitt 9.4, S. 138

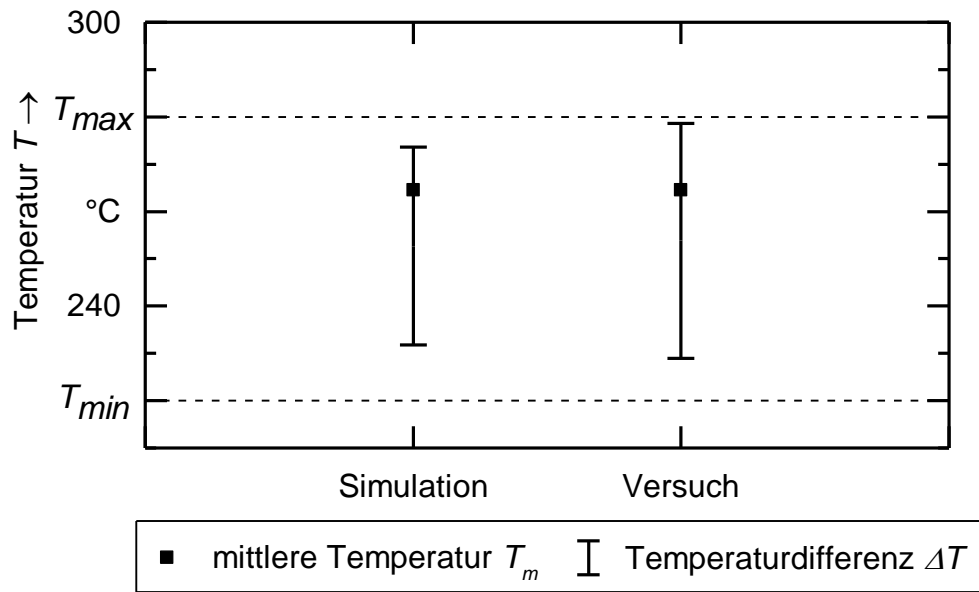


Abbildung A-7: Temperatur und Temperaturdifferenz für Simulation und Versuch auf der Fügefläche des komplexen Körpers (Haltergeometrie) nach Abschnitt 9.4, S. 138

A.6 Bolzenfügen

Simulation und Versuch für die Temperaturverteilung in der Bolzengeometrie

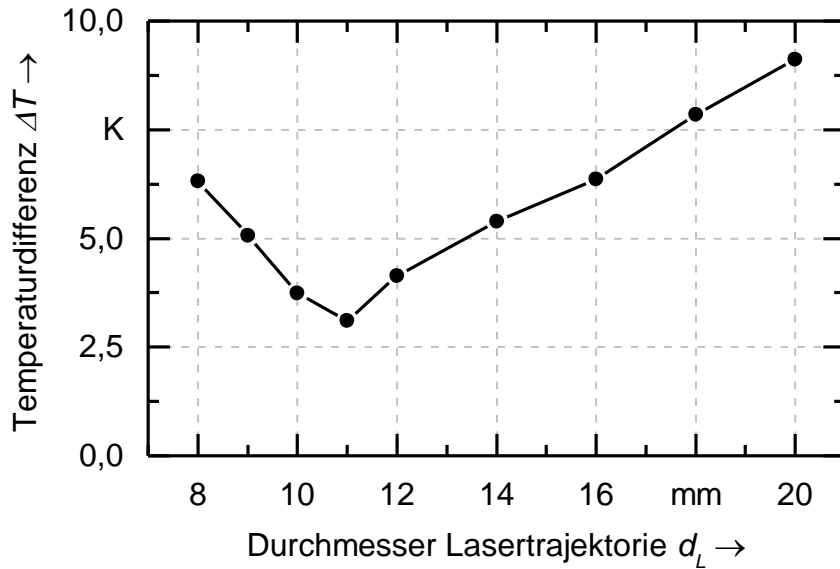


Abbildung A-8: Simulierte Temperaturdifferenz auf der Bolzen-Fügefläche in Abhängigkeit des Durchmessers der Lasertrajektorie d_L , Parameter mit Geometrie des Bolzens nach Abschnitt 10.1, S. 143

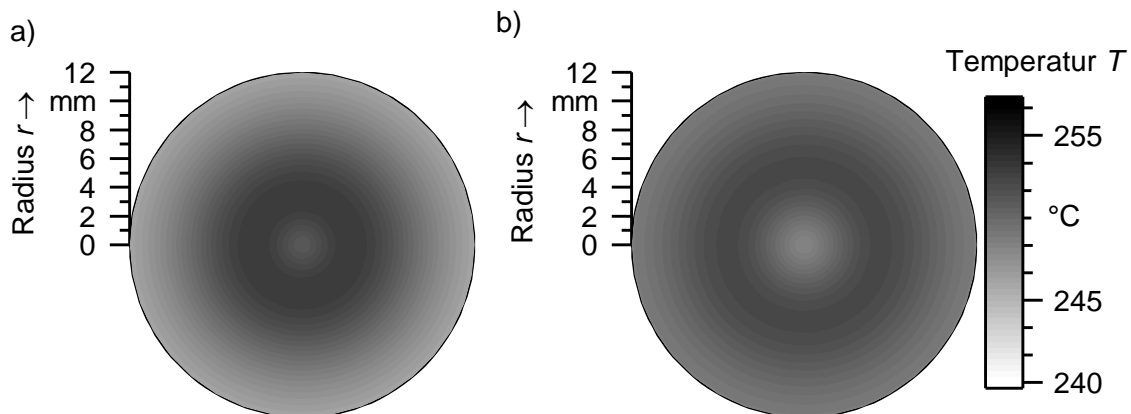


Abbildung A-9: Gemessene (a) und simulierte Temperatur (b) auf der Bolzen-Fügefläche für die eingesetzte Lasertrajektorie mit dem Durchmesser $d_L = 11$ mm, Parameter mit Geometrie des Bolzens nach Abschnitt 10.1, S. 143

Fertigungs- und Anlagenkosten der Laserstrukturierung

Tabelle A-2: Angenommene Werte zur Berechnung der Fertigungskosten der Laserstrukturierung (in Anlehnung an SCHMIDT 2015, S. 125)

Fertigungskosten Laserstrukturierung	Variante	TF 1	TF 2
Energiedichte H	in J/cm ²	500	2000
Anschaffungskosten	in €	220.000	220.000
Nutzungsdauer	in Jahren	5	5
Arbeitsstunden	in h/Jahr	3351	3351
Anlagenverfügbarkeit	in %	90	90
Abschreibungskosten	in €/h	14,59	14,59
Zinssatz pro Jahr	in %	1,75	1,75
Kalkulierte Zinskosten	in €/h	1,15	1,15
Platzbedarf	in m ²	2	2
Betriebskosten	in €/m ²	550	550
Raumkosten	in €/h	0,33	0,33
Nominelle Leistung	in kW	3	3
Standardnutzungsfaktor	in %	38	38
Strompreis	in €/kWh	0,07	0,07
Energiekosten	in €/h	0,08	0,08
Instandhaltungskostensatz	in %	7	7
Instandhaltungskosten	in €/h	0,92	0,92
Maschinenstundensatz	in €/h	17,06	17,06
Lohnkosten	in €/h	74,40	74,40
Bedienung der Anlage	in %/h	25	25
Arbeitsstundensatz pro Anlage	in €/h	35,66	35,66
Fertigungszeit pro Bauteil*	in s	4,9	19,6
Bauteilwechselzeit pro Takt	in s	3,0	3,0
Gesamttaktzeit	in s	7,9	22,6
Kosten pro Bauteil	in €/Stück	0,078	0,224

*mit Abschätzung der Bearbeitungsrate B nach Gleichung (2-11), S. 12

Tabelle A-3: Angenommene Werte zur Berechnung der Anschaffungskosten des Laserbearbeitungszentrums zur Laserstrukturierung

Laserbearbeitungszentrum	Einheit	Kosten
Gepulste Laserstrahlquelle (500 W)	in €	120.000
Laserzelle (mobil)	in €	50.000
Scanner-Optik (2D, F-Theta)	in €	20.000
Bestückungssystem	in €	30.000
Summe	in €	220.000

Anlagenkosten für das Kleben und das thermische Fügen

Tabelle A-4: Angenommene Werte zur Berechnung der Anschaffungskosten einer Klebeanlage (^a SCHLICKENRIEDER 2008, S. 144)

Klebeanlage	Einheit	Kosten
Systemperipherie inkl. Bevorratungseinheit, Förder- und Schlauchsystem, Dosiereinheit etc. ^a	in €	300.000
Handhabungsgerät (Industrieroboter) ^a	in €	70.000
Bestückung, Teilefixierung, Verspannung	in €	50.000
Summe	in €	420.000

Tabelle A-5: Angenommene Werte zur Berechnung der Anschaffungskosten des Laserbearbeitungszentrums zum thermischen Fügen (^a SCHMIDT 2015, S. 153, ^b SCHLICKENRIEDER 2008, S. 144)

Laserbearbeitungszentrum	Einheit	Kosten
Diodenlaser (1 kW Laserleistung)	in €	80.000
Laserzelle ^a	in €	180.000
Scanner-Optik (2D, F-Theta)	in €	30.000
Handhabungsgerät (Industrieroboter) ^b	in €	70.000
Bestückung, Teilefixierung, Verspannung	in €	50.000
Summe	in €	410.000