

**Ein Beitrag zum reproduzierbaren Fügen dreidimensionaler
Multimaterialbauteile durch Kaltfließpressschweißen**

Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt

zur

Erlangung des Grades einer Doktor-Ingenieurin (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

Christiane Preuschoff-Gerlitzky

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Peter Groche

Mitberichterstatter: Prof. Dr. rer. nat. Andreas Erbe

Tag der Einreichung: 20.03.2024

Tag der mündlichen Prüfung: 22.10.2024

Darmstadt 2024

Christiane, Preuschoff-Gerlitzky: Ein Beitrag zum reproduzierbaren Fügen dreidimensionaler
Multimaterialbauteile durch Kaltfließpressschweißen

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt,

Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2025

urn:nbn:de:tuda-tuprints-289714

Tag der mündlichen Prüfung: 22.10.2024

Veröffentlicht unter CC BY 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/>

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Anschluss an meine Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der Technischen Universität Darmstadt.

Mein Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Peter Groche, der mir während meiner Anstellung an seinem Institut den wissenschaftlichen Freiraum und Anregungen für die Erstellung dieser Arbeit gegeben hat. Weiteren besonderen Dank möchte ich an Herrn Prof. Dr. rer. nat. Andreas Erbe für die freundliche Übernahme des Koreferates und den wertvollen Gedankenaustausch über unser Projekt richten. Der Deutschen Forschungsgemeinschaft danke ich für die Finanzierung des Schwerpunktprogramms 1640 „Fügen durch plastische Deformation“, das den Rahmen für meine Tätigkeit bot. Der Austausch mit jedem einzelnen der deutschlandweit verteilten KollegInnen kam meiner wissenschaftlichen Arbeit zu Gute.

Meinen Projektpartnern Abdulrahman Altin, Michael Rohwerder, The Hai Tran, Nicolas Peter, Siri Marthe Arbo, Ida Westermann und meinen Kollegen am Institut danke ich für die gemeinsamen Diskussionen und die daraus entstandenen Arbeiten. Den vielen motivierten Studierenden und HiWis gilt mein Dank für ihre unermüdliche Arbeit, um das Kaltpressschweißen gemeinsam voranzubringen, während alle administrativ und technisch tätigen KollegInnen mir den Rücken freigehalten und meine Arbeit erleichtert haben. Danke an Patrick, Flo, Sabrina und Tilman für die kritische Durchsicht dieser Arbeit sowie Jeanette, die mir den Raum und die Ruhe zum Schreiben gegeben hat.

Von Herzen danke ich meiner ganzen Familie und vielen Freunden, die mich motiviert haben, die Arbeit voranzutreiben. Meine Eltern legten jeden Grundstein, meine Geschwister unterstützen mich immer, wenn ich Hilfe brauchte, und meine drei Kinder gaben mir so viel Glück, Kraft und Mut. Besonders danke ich Tilman, dass du an mich geglaubt hast, so viele Aufgaben übernommen hast, während ich schrieb, mir Geduld und Rat für dieses Schriftstück geschenkt hast und mich immer bedingungslos liebst.

Kurzzusammenfassung

Ein allgemeiner Trend in der Produktionstechnik sind eine steigende Diversität der genutzten Werkstoffe und die daraus resultierenden Multimaterialbauteile. Belastungsangepasster Leichtbau mit einer Vielzahl an Fügeverbindungen ist die Folge dieser Entwicklung. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, dreidimensional Bauteile aus den meist verwendete Werkstoffen, Stahl und Aluminium, durch Kaltfließpressschweißen herzustellen.

Eine ganzheitliche Analyse der Prozesskette führt zur reproduzierbaren Herstellung von Stahl-Aluminium-Verbindungen, deren Verbundfestigkeit die Festigkeit des Aluminiumwerkstoffs übersteigt. Die experimentelle Untersuchung des zugrundeliegenden metallphysikalischen Verbundmechanismus auf atomarer Ebene zeigt eine Bindung mit kovalentem Charakter zwischen Eisen- und Aluminiumatomen an der Fügestelle. Hieraus wird ein phänomenologisches Modell zur Verbundentstehung entwickelt.

Untersuchungen zur Relevanz von verschiedenen Oberflächeneigenschaften bilden einen Schwerpunkt dieser Arbeit. Hierbei kommen unterschiedliche Oberflächenpräparationsmethoden zum Einsatz. Die Bewertung der Einflussfaktoren zeigt, dass die Oberflächenverschmutzung durch kohlenstoffhaltige Kontaminationen der wichtigste Einflussparameter auf die Verbundfestigkeit ist. Weitere u.a. numerische Analysen führen zu einer Erweiterung des Modells des Fügemechanismus um den Parameter der Relativbewegung. Diese Erweiterung ist insbesondere für Materialien mit voneinander abweichenden Fließspannungen relevant. Ein theoretisches Modell zur Vorhersage der Verbundfestigkeit unter Berücksichtigung der Relativbewegung wird eingeführt.

Durch die in dieser Arbeit vorgestellten Erkenntnisse ist eine reproduzierbare Fertigung von kaltfließpressgeschweißten Stahl-Aluminium-Bauteilen gewährleistet. Anwendung finden die gewonnenen Erkenntnisse bei der Übertragung auf einen anderen Pressschweißprozess, bei dem eine Hohlkugel aus Zylindernäpfen gefügt wird.

Abstract

A general trend in production technology are the increasing diversity of materials used and the resulting multi-material components. Load-adapted lightweight construction with a multitude of joints is the result of this trend. The aim of this thesis is to produce three-dimensional components from the most commonly used materials, steel and aluminum, by cold extrusion welding.

The analysis of the process chain leads to the reproducible production of steel-aluminum joints whose composite strength exceeds the strength of the aluminum material. The experimental investigation of the underlying metal-physical bonding mechanism at atomic scale shows a bond with covalent character between iron and aluminum atoms at the joint. From this knowledge, a phenomenological model for the formation of the bond is developed.

Investigations of different surface properties and preparation methods and their influence on the bonding are one main focus of this work. The evaluation of the main factors shows that the surface contamination with carbon-containing contaminants is the most important influencing parameter on the bond strength. Further numerical analysis leads to an extension of the model of the joining mechanism by including the parameter relative movement. This extension is particularly relevant for materials with different yield stresses. A theoretical model for predicting the bond strength taking into account the relative movement is introduced.

The findings presented in this thesis ensure the reproducible production of cold extrusion-welded steel-aluminum components. An application of the results gained is the transfer to another pressure welding process in which a hollow sphere is joined from cylinder cups.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	I
Kurzzusammenfassung	II
Abstract	III
Inhaltsverzeichnis	IV
Formelzeichen und Abkürzungen	VII
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung	3
2.1 Einordnung des Verfahrens Kaltfließpressschweißen	4
2.2 Kaltmassivumformung zum Fügen artungleicher Metalle	5
2.3 Fügemechanismen	7
2.3.1 Grundlagen unterschiedlicher Bindungstypen	7
2.3.2 Fügemechanismen beim Kaltpressschweißen.....	9
2.4 Modelle zur Vorhersage der Verbundfestigkeit.....	11
2.4.1 Dichtefunktionaltheorie (DFT)	12
2.4.2 Analytische Modelle	13
2.4.3 Numerische Verfahren	16
2.5 Einflussgrößen auf die Verbundfestigkeit	17
2.5.1 Einfluss der Oberflächenpräparation.....	18
2.5.2 Einfluss der Fließeigenschaften	21
2.5.3 Nachbehandlung	23
2.6 Reproduzierbarkeit beim Pressschweißen	24
2.7 Zusammenfassung	25
3 Motivation und Herausforderungen	27

4 Vorgehensweise und Zielsetzung	28
5 Versuchs- und Auswerteeinrichtungen	30
5.1 Verwendete Werkstoffe.....	30
5.2 Charakterisierungsmethoden der Werkstückwerkstoffe	32
5.3 Prozesskette zum stoffschlüssigen Fügen.....	33
5.3.1 Zuschnitt	34
5.3.2 Wärmebehandlungen	34
5.3.3 Beschichtung.....	36
5.3.4 Oberflächenpräparationsmethoden.....	37
5.3.5 Fügeprozess durch Fließpressen.....	44
5.4 Darstellung der Auswertemethoden.....	45
5.4.1 Quantitative Auswertemethoden der Verbundfestigkeit	45
5.4.2 Qualitative Auswertemethoden	47
6 FE-Simulation des Kaltfließpressschweißens	49
6.1 Aufbau des Simulationsmodells.....	49
6.2 Validierung des Simulationsmodells	50
6.3 Ausgewertete Größen.....	52
6.4 Grenzen des Simulationsprogramms.....	54
7 Analyse metallphysikalischer Verbundmechanismen	57
7.1 Verbund durch Form- und Reibkraftschluss	57
7.2 Herstellung eines hochfesten Verbunds	58
7.3 Experimenteller Nachweis der Verbundfestigkeit durch Stoffschluss....	59
7.4 Nachweis der stoffschlüssigen Bindung mittels Elektronenenergieverlustspektroskopie (EELS)	61
7.5 Zusammenfassung und Diskussion der Verbundentstehung	63
8 Einfluss der Oberflächeneigenschaften	65
8.1 Einfluss der Oberflächenstruktur.....	65

8.2 Einfluss der Eigenspannungen	67
8.3 Einfluss der Oxidschichtdicke	71
8.3.1 Einstellen der Oxidschichtdicke durch Ätzen	71
8.3.2 Einstellen der Oxidschichtdicke durch Plasmabehandlung.....	74
8.3.3 Gemeinsame Beurteilung des Einflusses der Oxidschichtdicke	76
8.4 Einfluss der Kontamination	77
8.5 Einfluss der chemischen Zusammensetzung	81
8.6 Zusammenfassung	86
9 Einfluss der Relativbewegung auf die Verbundausbildung	88
9.1 Einfluss der Zusammensetzung von EN AW 6082	88
9.2 Hohe Verbundfestigkeiten bei geringer Oberflächenvergrößerung	96
9.3 Diskussion der Relativbewegung.....	98
10 Umsetzung der Erkenntnisse	101
10.1 Prozessauslegung eines stoffschlüssig gefügten Bauteils	101
10.2 Prozesskette zur Herstellung einer Hohlkugel	104
10.3 Prüfung stoffschlüssig gefügter Bauteile im industriellen Umfeld	105
10.3.1 Mikroskopische Analyse des Stoffschlusses.....	106
10.3.2 Zerstörende Beurteilung der Bauteilfestigkeit unter realen mechanischen Beanspruchungen	107
10.4 Zusammenfassung	108
11 Zusammenfassung	110
Literaturverzeichnis.....	114
Abbildungsverzeichnis	132
Tabellenverzeichnis.....	137
A Anhang	138

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen, lateinische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Bedeutung
A_0	mm ²	Kontaktfläche vor Umformung
A_1	mm ²	Kontaktfläche nach Umformung
$A_{n,i}$	mm ²	Fläche des Elements n im Zeitschritt i
b	mm	Wandstärke der Halbzeuge
B_e	Nm	Bürstenergie
e	µm	Breite der Risse in der Oxidschicht
F_b	N	Anpresskraft der Bürste
H	mm	Höhe der Halbzeuge
k_f	MPa	Fließspannung
L_0	mm	Länge der Fügenaht vor der Umformung
p	MPa	Kontaktnormalspannung
p_E	MPa	Extrusionsdruck
r	mm	Radius der Halbzeuge
Ra	µm	Arithmetischer Mittenrauwert
Rq	µm	Quadratischer Mittelwert der Rauheit
Sa	µm	Arithmetischer Mittenrauwert, flächenbezogen
s_b	mm	Bürstweg

Sq	μm	Quadratischer Mittelwert der Rauheit, flächenbezogen
t_c	nm	Dicke der Oxidschicht
$x_{n,i}$	mm	x-Position des Kontaktpunktes n im Zeitschritt i
Y	-	Oberflächenfreilegung
Y'	-	Grenzoberflächenfreilegung
$Y_{n,i}$	-	Oberflächenvergrößerung des Elements n im Zeitschritt i
$y_{n,i}$	mm	y-Position des Kontaktpunktes n im Zeitschritt i
$z_{n,i}$	mm	z-Position des Kontaktpunktes n im Zeitschritt i

Formelzeichen, griechische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Bedeutung
β	-	Flächenanteil mit ausgedünnter Kontaminationsschicht
γ	-	Flächenanteil mit wieder aufgebrochenem Verbund im Bereich der ausgedünnten Kontaminationsschicht
δ	-	Flächenanteil mit wieder aufgebrochenem Verbund im Bereich der Oxidschicht
ε	-	Nominelle Dehnung der Kontaktfläche
η	-	Anteil der durch eingeschlossenen Sauerstoff oxidierten Kontaktfläche

λ	μm	Breite der Oxidfragmente
σ_0	MPa	Festigkeit des schwächeren Fügepartners
σ_B	MPa	Verbundfestigkeit
τ	MPa	Scherspannung
φ	-	Umformgrad
$\dot{\varphi}$	1/s	Umformgeschwindigkeit/Dehnrage

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
Al	Aluminium
Ar	Argon
BSE	Rückstreuelektronenspektroskopie
bzw.	beziehungsweise
C	Kohlenstoff
Cr	Chrom
DFT	Dichtefunktionaltheorie
DIN	Deutsches Institut für Normung
e.V.	Eingetragener Verein
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EELS	Elektronenenergieverlustspektroskopie
Fe	Eisen
FEM	Finite Element Methode
FIB	Fokussierter Ionenstrahl

ggf.	gegebenenfalls
GKZ	Glühen auf kugelige Zementit
HV	Vickers Härte
ICFG	International Cold Forging Group
KI	künstliche Intelligenz
KNS	Kontaktnormalspannung
Mg	Magnesium
MPIE	Max-Planck-Institut für Eisenforschung
Mn	Mangan
Ni	Nickel
NTNU	Technisch-Naturwissenschaftliche Universität Norwegens
O	Sauerstoff
o.Ä.	oder Ähnliche(s)
OPS	Oxidpoliersuspension
OV	Oberflächenvergrößerung
OWRK	Owens-Wendt-Rabel-Kaelble-Methode
PVD	Physikalische Gasphasenabscheidung
REM	Rasterelektronenmikroskop
RG	Relativgeschwindigkeit
SE	Sekundärelektronenspektroskopie
Si	Silizium
SiC	Siliziumkarbid
STEM	Rastertransmissionselektronenmikroskop
Ti	Titan
u.a.	unter anderem

UNDRR	Büros der Vereinten Nationen zur Verringerung des Katastrophenrisikos
vgl.	vergleiche
XPS	Röntgenphotoelektronenspektroskopie
z.B.	zum Beispiel

1 Einleitung

Ein langjähriger, grundlegender Irrtum der Gesellschaft war, dass die Nutzung fossiler Ressourcen der Erde am kostengünstigsten ist. Der Bericht des UNDRR – des Büros der Vereinten Nationen zur Verringerung des Katastrophenrisikos – aus dem Jahr 2018 kommt hier zu einem anderen Ergebnis und nennt zudem konkrete Kosten. Im Zeitraum von 1998-2017 stieg die Anzahl extremer Wetterereignisse um 151%. Zurückzuführen ist diese Steigerung auf den menschengemachten Klimawandel. Die Kosten, die laut der Weltbank für die Schäden dieser Katastrophen pro Jahr entstehen, betragen ca. 500 Milliarden Euro. [Wal18] Doch nicht nur aufgrund der Kosten spricht vieles für ein Umdenken. Die Klimakrise wird nicht nur von den „Fridays for future“ AktivistInnen aufgezeigt. Auch die Bundesregierung setzt mit dem Klimakabinett und dem dort erarbeiteten Klimaschutzprogramm 2030 auf Nachhaltigkeit [Bun19]. Um den Klimaschutz voranzutreiben, können IngenieurInnen z.B. an Produktionsprozessen forschen oder technische Produkte stetig weiter optimieren, damit leichte, genau den Beanspruchungen angepasste Produkte kostengünstig und umweltverträglich herstellbar werden.

Bauteile aus Monomaterialien, auch aus Leichtbauwerkstoffen, kommen dabei an Grenzen. Entweder sie können Belastungen nicht standhalten oder der Werkstoff wird zu kostenintensiv. Eine Lösung bietet der belastungsangepasste Leichtbau, bei dem Multimaterialbauteile zum Einsatz kommen. Stahl- und Aluminiumlegierungen sind dabei die relevantesten Materialien, da sie Anwendung in einem breiten Feld unterschiedlicher Produkte und Industriezweige finden. [Ata14] Zentrale Herausforderung bei Multimaterialbauteilen ist die Herstellung der entsprechenden Fügstellen.

Wohl aus diesem Grund titelt der Hauptgeschäftsführer des deutschen Verbands für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. bereits 2011 „Ohne Fügetechnik ist nix mit Nachhaltigkeit“ [DVS11]. Die Fügetechnik muss sich weiterentwickeln und der Herausforderung stellen, nicht mehr beispielsweise

„nur“ Stahl mit Stahl zu verschweißen, sondern artungleiche Materialien und unterschiedlichste Komponenten bzw. Geometrien ressourceneffizient und hochfest zu verbinden. Neben klassischen Verbindungen mit Schrauben oder thermischem Fügen wie Schmelzschweißen existiert die Verfahrensgruppe der Fügeverfahren durch plastische Deformation. Durch diese Verfahren können Materialien form-, kraft- oder stoffschlüssig verbunden werden.

Zu diesen Verfahren zählt das Kaltpressschweißen durch Fließpressen, das Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist. Definiert wird der entstehende Verbund aus Metallen als atomare Bindung oxidfreier Bereiche unter Druck ohne Ausbilden von flüssigen Phasen [Moh75].

Aus verschiedenen Gründen zeichnet sich das Kaltfließpressschweißen als eine besonders nachhaltige Fertigungstechnik aus. Diese sind:

1. Es wird keine zusätzliche Wärme zum Fügen der Werkstücke eingebracht und somit wenig Energie zur Herstellung benötigt.
2. Kaltfließpressen weist eine hohe Materialausnutzung auf, sodass wenig Abfall entsteht.
3. Ein Großteil der Nachbearbeitung entfällt, da durch den kalten Prozess endkonturnahe Bauteile entstehen.

Damit dieses Fertigungsverfahren in der Produktion seine Vorteile ausschöpfen kann, wird in dieser Arbeit das grundsätzliche Verständnis des Fügemechanismus weiterentwickelt. Schwankungen in der Prozesskette zum Fügen werden identifiziert und durch die Optimierung der Prozesskette verringert. Mittels experimenteller und numerischer Methoden sowie hochauflösenden Analyseverfahren wird die Reproduzierbarkeit signifikant erhöht. Einflüsse, die bei unterschiedlichen Materialien bzw. Fließeigenschaften auftreten, werden erkannt und in einem Modell beschrieben, so dass Kaltfließpressschweißprozesse zukünftig effizient und systematisch auch für andere dreidimensionale hochbelastete Geometrien realisiert werden können.

2 Stand der Forschung

Die Füge­technologie steht durch die zunehmende Diversität an verarbeiteten Materialien vor neuen Herausforderungen. Verschiedene neue Fügeverfahren bieten hierzu Lösungen. Klebeverbindungen und mechanische Verbindungen haben üblicherweise eine geringere Verbundfestigkeit als Fügeverbindungen, die durch klassische Schweißverfahren erzeugt wurden [Mor13]. Klassische Schweißverfahren können allerdings in der Regel nur für Bauteile aus artgleichen Materialien eingesetzt werden.

Artungleiche Metalle miteinander zu verschweißen bringt andere Herausforderungen mit sich als artgleiche Materialien zu fü­gen. Das bisher für gleichartige Fügepartner generierte Wissen in der Füge­technik ist nur begrenzt nutzbar. Dazu kann als Beispiel dienen: Beim Schmelzschweißen artgleicher Materialien ging es bisher darum, die Wärmeeinflusszone und Temperaturgradienten zu kontrollieren. Eine ungewollte Gefügeumwandlung kann somit vermieden werden [Fri12]. Dieses Wissen hilft bei artungleichen Bauteilen kaum, da die Werkstücke unter den bezüglich der Temperatureinflusszone optimierten Bedingungen nicht geschweißt werden können. Bei einer Stahl-Aluminium-Verbindung bleibt der Stahlwerkstoff bei der Schmelztemperatur von Aluminium fest. Stahl und Aluminium sind derzeit die am häufigsten verwendeten Metalle [Mat23a]. Diese hochfest zu verbinden ist deshalb von besonderem Interesse. Die große plastische Deformation, die in Umformprozessen oft auftritt, kann dazu genutzt werden, artungleiche Materialien stoffschlüssig hochfest zu verschweißen. Füge­technologien, die in der Umformtechnik angesiedelt sind, bieten zusätzlich den Vorteil, bei großen Stückzahlen besonders kostengünstig zu sein.

Zu den Fügeverfahren für artungleiche Materialien, die bereits industriell verwirklicht sind, zählen zum Beispiel das Clinchen, Walzplattieren und das Rührreibschweißen. Alle können Blechstrukturen hochfest verbinden. Insbesondere im Bereich massiver Bauteile besteht jedoch noch erheblicher

Forschungsbedarf. Wissensaufbau durch weitere Forschung soll ermöglichen, dass zukünftig Materialien mit nachhaltigen Fertigungsverfahren prozesssicher zu hochbelastbaren 3D-Komponenten verbunden werden können.

In diesem Kapitel wird zunächst eine Einordnung des in der vorliegenden Arbeit verwendeten Kaltpressschweißverfahrens gegeben und der aktuelle Wissensstand über Fügemechanismen von artungleichen Materialverbindungen vorgestellt. Unter anderem werden analytische und numerische Modelle zur Vorhersage der Verbundfestigkeit erläutert. Im letzten Abschnitt folgt dann die Vorstellung der Resultate aus experimentellen Arbeiten bisher bekannter Methoden zur Beeinflussung, Vorhersage bzw. Beurteilung der erzeugten Verbindungsfestigkeit der gefügten Materialien.

2.1 Einordnung des Verfahrens Kaltfließpressschweißen

Das Fügen oder auch Verbinden von zwei oder mehr Komponenten und Werkstoffen ist in der DIN Norm 8593-1 als „auf Dauer angelegtes Verbinden“, wobei „Zusammenhalt örtlich geschaffen und vermehrt“ wird, definiert [DIN03b]. Unterschieden werden nach [Gro14c] neben den unterschiedlichen Verfahren die drei physikalische Wirkmechanismen

- Form-,
- (Reib-)Kraft-,
- und Stoffschluss.

Jeder Wirkmechanismus kann zum Verbinden zweier Werkstücke einzeln genutzt werden. Häufiger werden jedoch mehrere Mechanismen miteinander kombiniert. Bei den meisten Fügeverfahren ist nicht nur ein Mechanismus relevant, sondern im Regelfall wirken mehrere gleichzeitig. Der Formschluss hat den Vorteil, dass die Fügepartner einfach wieder voneinander gelöst werden können, wie zum Beispiel bei Untergruppe 4.1.4 der Fertigungsverfahren „Einhängen“ [DIN 8593-1]. Ein Nachteil ist dann jedoch, dass die Bauteile nicht spielfrei miteinander in Kontakt stehen. Bei artungleichen Materialien bedeutet dies in der Regel, dass während der Lebenszeit der Komponente der weichere Werkstoff verschleißt. Eine Lösung hierfür ist ein Pressverband. Dabei werden

Formschluss und Reibkraftschluss kombiniert, wobei die erzielbare Verbindungsfestigkeit von der Höhe der Normalkraft, also der senkrecht zur Fügezone stehenden Kraft, und der Fügezonengeometrie abhängt. Eine umfangreiche Übersicht über solche mechanischen Verbindungen bieten Meschut et al. in [Mes22]. Stoffschlüssige Verbindungen haben den Vorteil, typischerweise höhere Festigkeiten zu erreichen. Bei idealer Auslegung übersteigt die Verbindungsfestigkeit die Festigkeit des Grundmaterials. Bei Beanspruchung der gefügten Werkstücke tritt das Versagen, also der Riss oder Bruch, im Grundmaterial der weniger festen Komponente auf. Alle drei physikalischen Grundprinzipien (Form-, Reibkraft- und Stoffschluss) der Verbindungsbildung sind beim Kaltfließpressschweißen vorhanden. Durch das Einpressen entstehen immer ein Formschluss sowie ein Reibkraftschluss. Der Stoffschluss wird durch eine gezielte Prozessführung erreicht.

Stoffschlüssige Fügeverfahren sind in die Gruppen 4.5 bis 4.8 der DIN 8593-0, also beim Fügen durch Umformen, Schweißen, Löten und Kleben, eingeordnet [DIN03b]. Der Wirkmechanismus Stoffschluss, der dem Kaltpressschweißen zu Grunde liegt, hat den Nachteil, dass die gefügten Komponenten in der Regel nicht schadungsfrei wieder voneinander gelöst werden können. Beim Löten und Kleben wird ein zusätzlicher Werkstoff benötigt, der die beiden Komponenten miteinander verbindet. Beim Fügen durch Schweißen wird üblicherweise kein zusätzlicher Werkstoff benötigt. Grundsätzlich werden das Pressschweißen und das Schmelzschweißen unterschieden. Das Verfahren des Kaltfließpressschweißens, das zum Fügen von Stahl und Aluminium in dieser Arbeit genutzt wird, kann in die Gruppe 4.5.2.2 „Fügen durch gemeinsames Fließpressen“ und die Gruppe 4.6.6.6 „Pressschweißen durch Bewegung von Masse“ eingeordnet werden.

2.2 Kaltmassivumformung zum Fügen artungleicher Metalle

Die Massivumformung ist die Umformung von Bauteilen, die in allen drei Raumrichtungen ähnliche Abmessungen haben [DIN03a]. Dadurch, dass bei der Kaltmassivumformung keine Wärme zugeführt wird, entsteht kaum Verzug nach der Umformung des Bauteils [Wes11]. Dies und die hohe Werkstoffausnutzung machen das Verfahren sehr energieeffizient [Her89]. Die

Bauteile sind nach der Fertigung nahe an der Endgeometrie des Bauteils und die Werkstoffe sind durch die Kaltverfestigung hochbelastbar [Lan08].

Eine besondere Herausforderung in der Kaltmassivumformung sind jedoch die hohen Anforderungen an das tribologische System. Das Wort Tribologie kommt aus dem griechischen und ist übersetzt die Lehre der Reibung [Czi20]. Das tribologische System besteht aus Gegenkörper, Grundkörper und Zwischenstoff (Schmierstoff). Beim Versagen des tribologischen Systems oder auch des Schmierstoffs, z.B. auf Grund von hohen Kontaktnormalspannungen, tritt neben anderen Versagensmechanismen Adhäsion auf. [Klo17] Der Reibzustand, der beim Auftreten von Adhäsionen auftritt, nennt sich Festkörperreibung [Lan84]. Zwischen den Füge- oder Reibpartnern liegen dann keine Zwischenstoffe, wie Kontaminationen oder Oxidschichten, vor [Doe16].

Festkörperreibung ist zwischen Werkstück und Werkzeug nicht gewünscht. Sie kann aber gezielt dazu genutzt werden, einen Verbund zwischen zwei Werkstücken zu erzeugen. Müller nennt unter anderem Kontaktnormalspannung (KNS), die Oberflächenvergrößerung (OV) und die Relativgeschwindigkeit (RG) als wichtige Einflussgrößen für die Ausbildung eines Verbundes. Dies sind primäre Einflussfaktoren, also tribologische Lasten, die kontrolliert werden müssen [Mül09]. Bay quantifiziert KNS, OV und RG für unterschiedliche Umformverfahren in [Bay10]: Die Kontaktnormalspannung für das Fließpressen liegt dabei besonders hoch bei bis zu 2500 N/mm². Eine Oberflächenvergrößerung von über 10 ist ebenfalls besonders vorteilhaft zum stoffschlüssigen Fügen artungleicher Metalle. Gumm et al. nutzen aus der Kaltmassivumformung das Fließpressen zum stoffschlüssigen Fügen von Kupfer und Aluminium [Gum66]. Haas erzielt durch Fließpressschweißen eine Verbindung zwischen hochfesten Titanlegierungen mit korrosionsbeständigem Stahl oder Aluminium [Haa94]. Einen Überblick darüber, welche Umformverfahren sich zum Kaltpressschweißen anbieten, geben Ruge et al. in [Rug72]. Weitere Ergänzungen neuartiger Extrusions- und Fließpressprozesse zum Fügen artungleiche Metalle werden im Übersichtsartikel von Li et al. vorgestellt [Li23]. Eine umfangreiche Darstellung auch anderer aktueller stoffschlüssiger Fügeverfahren bieten Weber et al. [Web21].

2.3 Fügemechanismen

In diesem Kapitel werden die Grundlagen zu unterschiedlichen Bindungstypen in Metallen und der Fügemechanismen beim Kaltpressschweißen durch unterschiedliche Verfahren vorgestellt. Dies umfasst die Klärung bestehender Begriffe und auch die Einführung relevanter Abläufe zum Erzielen einer stoffschlüssigen hochfesten Bindung.

2.3.1 Grundlagen unterschiedlicher Bindungstypen

Die chemische Bindung zwischen Atomen wird von der Konfiguration ihrer Elektronenhülle, insbesondere der der Valenzelektronen, bestimmt. Der gebundene Zustand stellt den energetisch günstigsten Zustand dar. Es existieren im Wesentlichen drei unterschiedliche chemische Bindungsarten: [Tip15]

- Ionische Bindung:
Valenzelektronen werden von einem Bindungspartner auf den anderen übertragen. Die Bindung wird durch die Coulomb-Kraft vermittelt. Es entsteht ein Festkörper mit regelmäßiger Kristallstruktur. Diese Bindungsart liegt beispielsweise bei Oxiden vor.
- Metallische Bindung:
Die Valenzelektronen aller beteiligten Atome bilden ein delokalisiertes Elektronengas, das die Bindung vermittelt.
- Kovalente Bindung:
Die Atomorbitale der Bindungspartner bilden gemeinsame Molekülorbitale aus. Diese Bindungsart liegt hauptsächlich bei Nicht-Metallen vor.

Beim Kaltpressschweißen werden metallische Werkstoffe gefügt. Die Kristallstruktur, die durch die metallische Bindung entsteht, wird hauptsächlich durch die Atomspezies bestimmt. So weisen Aluminium-Werkstoffe ein kubisch flächenzentriertes Kristallgitter auf, während bei Stahl das kubisch raumzentrierte Gitter von Eisen vorliegt. Metalle kommen in der Natur nicht als Einkristall vor. Sie bestehen aus aneinanderhaftenden kristallinen Körnern. Diese Kornstruktur beeinflusst wesentlich die Eigenschaften eines metallischen

Werkstoffes. Die Gestalt der Körner hängt von der Vorgeschichte des Verbundes ab - wie beispielsweise der Abkühlgeschwindigkeit beim Erstarren aus der Schmelze. Auch starke Umformungen verändern die Kornstruktur. Die Eigenschaften von Metallen werden darüber hinaus von Fremdatomanteilen (Legierungsanteilen) beeinflusst. [Kur23]

Nähern sich zwei kontaminationsfreie metallische Oberflächen einander auf atomare Abstände, verbinden sich diese durch Adhäsion. Die derzeit vorherrschende Auffassung ist, dass der adhäsive Stoffschluss durch Valenzbindungen an der Grenzfläche vermittelt wird – ähnlich wie bei einer kovalenten Bindung. [Haa94]

Für das Kaltpressschweißen bedeutet das, dass für einen Verbund der Kontakt zwischen den reinen metallischen Oberflächen erreicht werden muss. Versuche unter Hochvakuum zeigen, dass die adhäsive Bindung auch für artungleiche Materialien wie Aluminium und Stahl möglich ist. Dies gilt allerdings nicht für beliebige Materialpaarungen. [Kel63]

An dieser Stelle sei auch die Verbundausbildung durch Diffusionsprozesse an der Grenzfläche genannt. In diesem Fall wird der Verbund durch Ausbildung einer charakteristischen intermetallischen Phase hergestellt. Um hinreichend starke Diffusion zu erzielen, werden die Fügepartner beim Diffusionsschweißen typischerweise auf etwa die halbe Schmelztemperatur erhitzt. [Lie11]

Das Fügeverfahren des Kaltpressschweißens zielt darauf ab, intermetallische Phasen zu minimieren oder gar zu verhindern. Bei hohen Temperaturen während des Fügeprozesses sollte die Haltezeit nur wenige Sekunden betragen [Zha21]. Wu et al. stellen die Behauptung auf, dass Diffusionsprozesse beim Kaltpressschweißen nur stattfinden, wenn zuvor bereits ein Verbund erzielt wurde [Wu98]. Bei Stahl-Aluminium-Verbindungen entstehen durch Diffusion intermetallische Phasen vom Typ Fe_xAl_y . Die Dicke und Art der intermetallischen Phasen wirkt sich auf die makroskopische Verbundfestigkeit des Bauteils aus [Mat23b]. In [Hat18] konnte gezeigt werden, dass bereits bei 1-2 μm dicken intermetallischen Phasen die Verbundfestigkeit eines durch Rührreibschweißen hergestellten Verbunds um ca. die Hälfte absinkt. Springer et al. berichten für Verbindungen mit siliziumhaltigen Aluminiumlegierung von einer intermetallischen Schicht, die ab einer Dicke von nur 1,5 μm sprödes Bruchverhalten

zeigt [Spr11]. Weitere Details über intermetallische Phasen vom Typ Fe_xAl_y beschreiben Zamanzade et al. in ihrem Übersichtsartikel [Zam16]. Beim Kaltfließpressschweißen wird keinerlei Wärme zugeführt mit dem Ziel, Diffusionsprozesse zu unterbinden, sodass keine intermetallischen Phasen entstehen. Dies hat Vorteile für die Verbundfestigkeit und Energieeffizienz des Prozesses.

Abdulrahman et al. konnten in ihrer Arbeit über das Kaltfließpressschweißen zeigen, dass bei hochaufgelösten energiedispersiven Röntgenspektroskopie-Analysen (EDX) in der Übergangsschicht der Fügepartner nur Aluminium und Eisen vorliegen [Abd14]. Die gemessene Schichtdicke beträgt ca. 2-3 nm, was gut mit der Arbeit von Wang et al. [Wan17] übereinstimmt. In beiden Fällen ist die Konzentration von Aluminium und Eisen an der Grenzfläche 1:1. Mit dieser Konzentration ist bisher keine intermetallische Phase bekannt [Abd14, Wan17]. Die hochfeste Verschweißung von Abdulrahman et al. wurde durch Kaltfließpressen [Abd14] und die von Wang et al. durch Walzplattieren [Wan17] hergestellt.

Zu bemerken ist, dass die Analyse mittels EDX zur Detektion von leichten Elementen wie Sauerstoff o.Ä. kritisch betrachtet werden sollte [Haw19]. Die genaue Kenntnis über die Menge an C, das insbesondere in Kontaminationen auftritt, und O, der in den Oxiden gebunden ist, kann für die Bindung entscheidend sein [Bay85a].

2.3.2 Fügemechanismen beim Kaltpressschweißen

Die in diesem Abschnitt vorgestellten Grundlagen und Modelle beruhen im Wesentlichen auf Arbeiten zum Kaltpressschweißen durch Walzplattieren. Die Erkenntnisse lassen sich, sofern sie allgemein für alle Kaltpressschweißverfahren gelten, auch auf das Kaltfließpressschweißen übertragen.

Für das Kaltpressschweißen durch Walzplattieren konnte im Jahr 1979 Bay bereits einen ersten detaillierten Ablauf des Fügemechanismus vorstellen (siehe Abbildung 2-1). Dieser findet beim stoffschlüssigen Verbinden von unterschiedlichen Materialkombinationen Anwendung. Bei einer Umformung der Materialien zum Fertigen einer stoffschlüssigen Fügeverbindung geht er von

Standard-Umgebungsbedingungen bezüglich der vorherrschenden Reinheit, Temperatur und Feuchte aus. [Bay79, Bay81] Bay ergänzt seinen vorgeschlagenen Verbundmechanismus beim Kaltpressschweißen aus [Bay79] wenige Jahre später in [Bay83]. Er beschreibt, dass neben der Oxidschicht auch die Ausdünnung von Kontaminationsschichten eine wichtige Rolle spielt. Zhang et al. führen die Restduktilität der Oberfläche als weitere Einflussgröße ein [Zha96]. Auch der Artikel von Wright et al. besagt, dass selbst bei hohen Umformgraden beim Walzplattieren kontaminierte Oberflächen nicht verschweißen [Wri78].

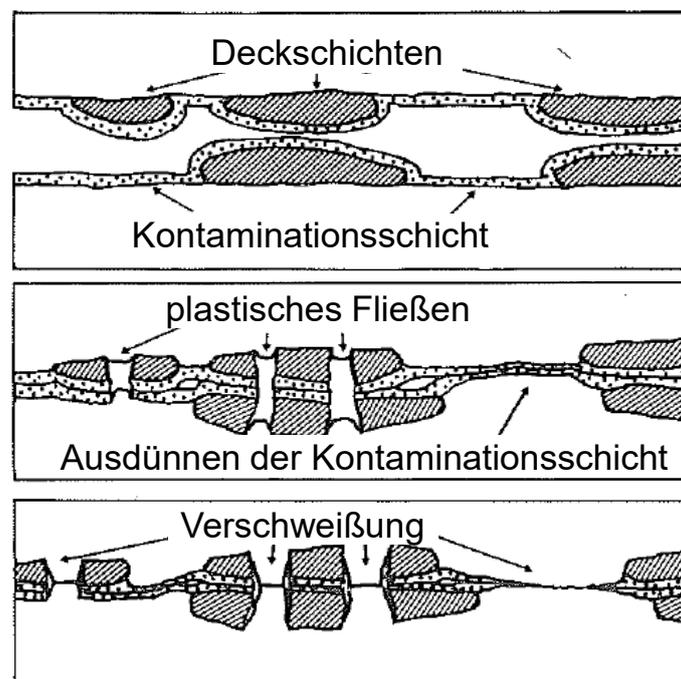


Abbildung 2-1 Verbundmechanismus beim Kaltpressschweißen [Bay81, Bay85a]

Im Ausgangszustand sind deshalb sowohl Kontaminations- als auch harte, spröde Deckschichten auf den Fügepartnern vorhanden. Diese sind mikroskopisch klein und auch nach Reinigungs- und Oberflächenbehandlungsverfahren vorhanden, da der Fertigungsprozess nicht unter Vakuum stattfindet (siehe Abbildung 2-1 oben). [Bay85c, Bay83]

Durch die beim Umformen erzielbaren hohen plastischen Deformationen der Oberfläche brechen die nativen Deckschichten, wie Oxide, auf ((siehe Abbildung 2-1 Mitte). Die Theorie des spröden Aufbrechens ist idealisiert und wird 1997 von Zhang und Bay erweitert, indem sie zusätzlich von einer

Restduktilität der Oberfläche ausgehen [Zha96, Zha97b]. Die Kontaminationsschicht bricht nicht spröde, sondern dünnt immer weiter aus. An den aufgebrochenen Stellen wird Grundmaterial freigelegt. Durch weiteren Druck auf die Fügepartner extrudiert zwischen den Oberflächenfragmenten aus Kontamination und spröden Deckschichten dieses Grundmaterial hindurch, so dass verschweißte Adhäsionen, also metallische Primärbindungen, entstehen (siehe Abbildung 2-1 unten). Diese Bindung etabliert sich unter der Bedingung, dass ausreichend hohe Kontaktnormalspannungen und Oberflächenvergrößerungen durch den Umformprozess erzielbar sind. [Bay79, Bay83]

Cooper und Allwood ergänzten das Modell, da sie bereits in [Coo14] vermuteten, dass das Grundmaterial nach dem Freilegen mit dem im Fügespalt befindlichen Sauerstoff zu neuen spröden oxidischen Deckschichten reagiert. Diese Reaktion hält an, bis der gesamte Sauerstoff chemisch gebunden ist. Aus diesen grundlegenden Vorstellungen dazu, wie das Verfahren abläuft, konnten unterschiedliche Berechnungsmodelle abgeleitet werden, auf die im folgenden Kapitel im Einzelnen eingegangen wird.

2.4 Modelle zur Vorhersage der Verbundfestigkeit

Die Vorhersage der Verbundfestigkeit des stoffschlüssigen Fügens kann durch unterschiedliche Methoden erfolgen. Sie sind hilfreich, um vor einer experimentellen bzw. industriellen Umsetzung die Machbarkeit eines Bauteils bzw. eines Fügeverbunds zu beurteilen. Sowohl analytische Methoden als auch numerische Modelle wurden bereits von verschiedenen Generationen an WissenschaftlerInnen untersucht. Die Dichtefunktionaltheorie ist eine verhältnismäßig neue Methode, mit deren Hilfe erste Ergebnisse zur Bindung von Stahl und Aluminium auf atomarer Ebene vorliegen. Die Modellerstellung wird typischerweise von der experimentellen Umsetzung und damit einhergehenden Validierung des Modells begleitet. Sie unterscheiden sich im Wesentlichen durch die Genauigkeit, mit der sie den realen Prozess abbilden, sowie den Grad der Idealisierung. Grundsätzlich lässt sich sagen: Je genauer das Modell ist, desto kostenintensiver und höher ist der Aufwand bei der Vorauslegung des neuen Prozesses.

2.4.1 Dichtefunktionaltheorie (DFT)

Um die Bindungsenergie und den Charakter der Bindung in Festkörpern, wie dem metallischen Aluminium-Stahl-Verbund, vorherzusagen, ist es im Allgemeinen üblich, die quantenmechanischen Eigenschaften der Atome, aus denen der Festkörper besteht, zu analysieren. Für große Systeme ist eine exakte Lösung auch mit numerischen Methoden nicht möglich. Deshalb bedient sich die Festkörperphysik in diesem Fall Näherungsmethoden. Eine Methode auf atomarer Ebene ist die Dichtefunktionaltheorie (DFT). Im Jahr 1998 erhielt Walter Kohn den Nobelpreis für Chemie für seinen Beitrag zur Entwicklung der DFT. [Nob23]

Die Methode beruht darauf, die Elektronendichte für eine Potentialstruktur, z.B. ein Kristallgitter aus Ionenrümpfen, zu bestimmen. Andere relevante Größen, wie die Bindungsenergie, können als Funktional der Elektronendichte berechnet werden. Die erhaltene Elektronendichte erlaubt es auch, den Charakter der Bindung zu beurteilen. [Cap06]

Inzwischen finden sich auch erste Forschungsergebnisse, die mittels DFT den Verbund aus Stahl und Aluminium untersuchen. Berechnungen der intermetallischen Phasen zeigen, dass diese sprödes Bruchverhalten aufweisen. [Kha18c]

Bei detaillierter Betrachtung der Grenzflächenadhäsion von Aluminium und Eisen ohne intermetallische Phase [Cze20] zeigt sich, dass in diesem Fall an der Grenzfläche eine Bindung ausgebildet wird, die einen stark kovalenten Charakter hat. Dieser zeigt sich in der DFT durch eine erhöhte Elektronendichte an der Grenzfläche. Auf Grund dieser lokalisierten Elektronen ist die Bindungsenergie an der Grenzfläche höher als die Bindungsenergie im Aluminiumfestkörper. Darüber hinaus wird in [Cze20] der Einfluss von Legierungen auf die Bindungsenergie untersucht. Dabei lässt sich feststellen, dass Kohlenstoffstellen in Eisen, wie bei Stahlwerkstoffen üblich, einen vernachlässigbaren Einfluss haben, während Magnesium-Anteile in Aluminium den Verbund schwächen.

Zusammenfassend zeigen DFT-Analysen folglich, dass bei Aluminium-Stahl-Verbunden ohne intermetallische Phase eine Verbundfestigkeit zu erwarten ist,

die die Festigkeit des Aluminiumwerkstoffes übersteigt. Eine zu Beginn der vorliegenden Arbeit offene Frage ist, wie sich die Silizium-Anteile des in dieser Arbeit verwendeten Aluminiumwerkstoffes auf die Bindungseigenschaften auswirken.

2.4.2 Analytische Modelle

Die bestehenden analytischen Modelle zur Beschreibung und Auslegung des Kaltpressschweißens sind am Verfahren des Walzplattierens erarbeitet worden. Das wohl bekannteste Modell wurde 1983 von Bay veröffentlicht. Es beschreibt die erreichte Verbundfestigkeit σ_B in Abhängigkeit von der Kontaktnormalspannung p und der Oberflächenfreilegung Y wie folgt: [Bay83]

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_0} = (1 - \beta) Y \frac{p - p_E}{\sigma_0} + \beta \frac{Y - Y'}{1 - Y'} \frac{p}{\sigma_0}$$

mit

$$Y = \frac{A_1 - A_0}{A_1}$$

Dabei sind A_0 und A_1 die Kontaktfläche zwischen den Fügepartnern vor bzw. nach der Umformung. Insbesondere gilt $0 \leq Y \leq 1$. Weitere Einflussfaktoren sind der Kontaktflächenanteil β mit hinreichend ausgedünnter Kontaminationsschicht ($0 \leq \beta \leq 1$), der Extrusionsdruck p_E , ab dem juveniles Grundmaterial in spröde Risse der Deckschicht extrudiert wird, sowie die Grenzoberflächenfreilegung Y' , ab der die Oberflächenkontaminationsschicht im Flächenanteil β hinreichend ausgedünnt ist. Alle Spannungen und Drücke werden auf die Festigkeit des schwächeren Fügepartners σ_0 bezogen. Bay formuliert als Nebenbedingung eine maximal erreichbare Verbundfestigkeit unter der Annahme, dass die gesamte freigelegte Oberfläche zum Verbund beiträgt [Bay79]:

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_0} \leq \frac{2}{\sqrt{3}} Y$$

Darüber hinaus muss die Verbundfestigkeit positiv sein und kann maximal den Wert σ_0 erreichen. Das führt zur Bedingung:

$$0 \leq \frac{\sigma_B}{\sigma_0} \leq 1$$

Das Modell von Bay ist nur mit diesen beiden Nebenbedingungen anzuwenden. Cooper und Allwood erweitern das Modell von Bay durch detaillierte Betrachtung der Prozessschritte. Die Kontaktausbildung zwischen den Oberflächen wird mit einbezogen. Dabei wird Luft zwischen den Fügepartnern eingeschlossen. Der enthaltene Sauerstoff führt zur Ausbildung zusätzlicher Oxide während des Fügeprozesses, die zur Verbundausbildung aufgebrochen werden müssen. Darüber hinaus werden zusätzlich zur Kontaktnormalspannung p auch Scherspannungen τ , die während der Umformung auftreten, berücksichtigt. Die Verbundfestigkeit ist in diesem Modell gegeben durch [Coo14]

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_0} = \left(0,8 \frac{\sqrt{3\tau^2 + p^2}}{k_f} \right)_{\leq 1} \left(\frac{\varepsilon - \eta}{1 + \varepsilon} \right)_{\geq 0} \left(0,8 \frac{p - p_e}{k_f} \right)_{\leq 1}$$

Die Indizierungen geben obere und untere Schranken der entsprechenden Terme in Klammern an. Die Spannungen und Drücke auf der rechten Seite werden in diesem Modell auf die Fließspannung k_f des schwächeren Fügepartners bezogen. Die Größe ε ist die nominelle Dehnung der Fügefläche. Die Größe η ist der durch eingeschlossene Luft oxidierte Flächenanteil. Die Größe lässt sich in Abhängigkeit der Oberflächenrauheit und der Prozesstemperatur berechnen [Coo14]. Zudem geben Cooper und Allwood einen Ausdruck für den Extrusionsdruck an:

$$p_e = k_f \left(\ln \left(1 + \frac{\lambda}{e} \right) + \frac{t_c}{e} \right)$$

Dabei ist e die durchschnittliche Breite der Risse in der Oxidschicht, λ die durchschnittliche Breite der verbleibenden Oxidfragmente und t_c die Dicke der Oxidschicht. Die Größen sind in Abbildung 2-2 visualisiert.

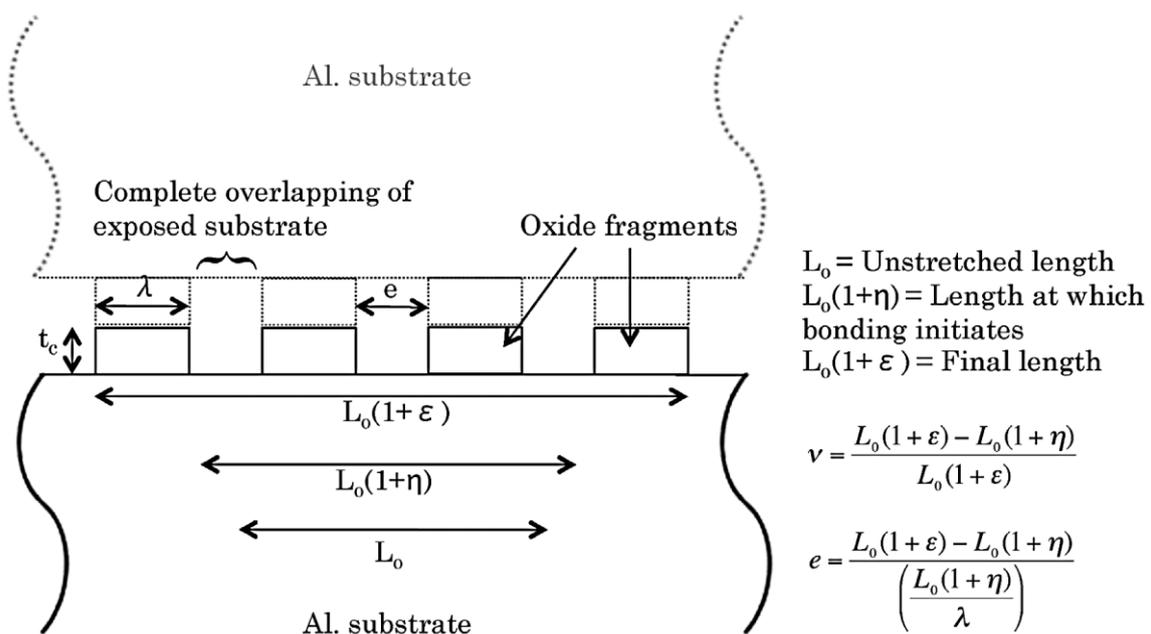


Abbildung 2-2 Aluminiumoberfläche der ursprünglichen Länge L_0 , gestreckt auf die Länge $L_0(1 + \varepsilon)$ beim Kaltpressschweißen [Coo14]

Im Vergleich liefert das Modell von Bay eine einfache Beschreibung des Prozesses. Es ist allerdings stark vereinfacht und enthält freie Parameter, die sich für einen gegebenen Prozess nur schwer bestimmen lassen. Das detailliertere Modell von Cooper und Allwood führt zusätzliche relevante Parameter ein und bietet darüber hinaus eine Möglichkeit, alle verwendeten Größen aus Prozess- und Materialkennwerten zu bestimmen. Die geometrischen Kenngrößen zur Rissbildung der Oberfläche lassen sich bei einem ebenmäßigen Prozess wie dem Walzplattieren deutlich einfacher ermitteln als beim Kaltfließpressschweißen, bei dem jeder Punkt individuelle Beanspruchungen (z.B. Spannungen und Dehnungen) erfährt.

Beide Modelle gehen von der Annahme aus, dass die Verbundfestigkeit die Ausgangsfestigkeit des Materials nicht übersteigt. Durch die hohe Kaltverfestigung bei der Umformung kann beim Fließpressen die Festigkeit des Grundmaterials signifikant steigen [Lan08]. Dies wird in den Modellen nicht berücksichtigt.

2.4.3 Numerische Verfahren

Mit steigender Rechenleistung kamen zu den theoretischen Modellen auch numerische Modelle hinzu. Eine in der Umformtechnik typische Anwendung ist die in der Mathematik entwickelte Finite Element Methode (FEM). Hierbei wird das Bauteil in viele kleine Elemente (finite Elemente) unterteilt und auch die Berechnung von einer komplizierten Differentialgleichung in viele kleine Schritte aufgebrochen. [Cha19]

In den Arbeiten von Zhang [Zha96] und von Khaledi et al. [Kha19a, Kha18a, Kha19b, Kha18b] wird das theoretische Modell von Bay [Bay83] als Finite-Elemente-Modell implementiert. Die Modelle können genutzt werden, um bei inkrementellen Zeitschritten an jedem Element die Kontaktzustände sowie die Verbundfestigkeit lokal zu berechnen. Die numerischen Modelle werden üblicherweise experimentell validiert. In der Literatur existieren hierzu unterschiedliche Methoden. So wird das aus zwei Materialien bestehende numerische Napf-Rückwärts-Fließpress-Modell von Placak et al. durch Vergleich der Geometrien und Umformkraft mit dem Experiment auf seine Gültigkeit überprüft [Pla12]. Kebriaei et al. validieren ihr numerisches Modell vom Kaltpressschweißen durch Walzplattieren, indem sie die Verbundfestigkeit der simulierten und experimentellen Proben im Schältest vergleichen [Keb14]. Chaudhari et al. validieren ihr FE-Modell erfolgreich, indem sie die resultierenden Schichtdicken der vielschichtigen walzplattierten Proben heranziehen [Cha09].

Bei Abweichungen zwischen Experiment und Numerik folgt üblicherweise, dass die numerischen Modelle kontinuierlich weiterentwickelt werden, um die Abbildungsgenauigkeit zu erhöhen. Bambach et al. ergänzen in [Bam14] das Modell von [Zha96] um eine tangentielle Verbundfestigkeit. In [Kha19b] wird beispielsweise das „bonding interface element“ als Erweiterung des „cohesive zone element“ von [Rez17] eingeführt. Beides sind Modelle, bei denen ein speziell entwickeltes Grenzflächenelement mit bestimmten Eigenschaften aus analytischen und experimentellen Daten numerisch die Verbundausbildung beschreibt. Die Erweiterung des „bonding interface element“ beinhaltet, dass die Entstehung der Verbundfestigkeit zusätzlich zum Trennen der beiden Bauteile berücksichtigt wird. [Kha19b]

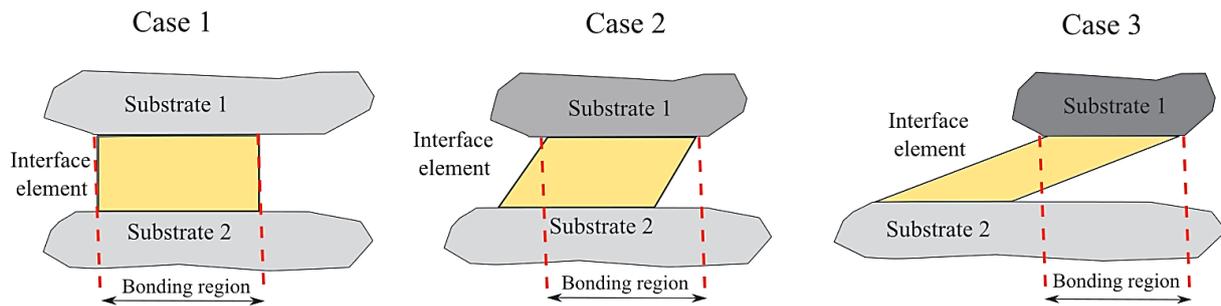


Abbildung 2-3 Das Grenzflächenelement während der Umformung beim Kaltwalzplattieren in drei verschiedenen Fällen, Fall 1: Die Substrate haben die gleichen Fließspannungen; Fall 2: Die Streckgrenzen liegen nahe beieinander; Fall 3: die Fließspannungen sind deutlich unterschiedlich [Kha19b]

Eine Herausforderung für diese numerischen Methoden entsteht, wie in Abbildung 2-3 dargestellt, wenn die Fügepartner stark voneinander abweichende Fließspannungen besitzen. Kahledi et al. beschreiben, dass Fall 1 und Fall 2 (vgl. Abbildung 2-3) modelliert werden können. Für Fall 3 ist das jedoch nicht möglich, da hierbei numerische Instabilitäten auftreten. Eine quantitative Angabe, wie ähnlich die Fließspannungen der Fügepartner sein müssen, wird nicht angegeben. [Kha19b]

Für das Kaltfließpressschweißen ist die Numerik besonders hilfreich, da sie Informationen zu den in der Kontaktzone der Fügepartner vorliegenden Spannungszuständen gibt. Experimentell sind diese lokal nicht zu ermitteln. Diese Kenngrößen tragen jedoch zur Beurteilung und zum Verständnis des Verbundmechanismus erheblich bei.

2.5 Einflussgrößen auf die Verbundfestigkeit

Aus den beschriebenen Verbundmechanismen können einige Einflussgrößen auf die Bildung einer hochfesten Verbindung abgeleitet werden. So nutzt Bay die tribologischen Lasten zur Berechnung der Verbundfestigkeit und nennt Oxide und Kontamination als Einflussgrößen [Bay83]. Andere nennen Oberflächenstruktur [Neu10] und chemische Zusammensetzung der Grundmaterialien als wichtige Parameter [Kha18c].

Aus den Grundlagen zum Verbundmechanismus lassen sich unterschiedliche Schwerpunkte ableiten, die Einfluss auf die Verbundausbildung haben. Hinzu

kommt eine Vielzahl von experimentellen Grundlagenuntersuchungen zum Kaltpressschweißen, die anhand des Verfahrens des Walzplattierens die Einflussgrößen untersuchen. Wichtigste Eigenschaften, um die Verbundfestigkeit zu beeinflussen, sind zusammengefasst die Eigenschaften des Werkstoffs und die der Fügeoberflächen, wozu auch Zwischenschichten bzw. Kontaminationen zählen. Auf beides wird im Folgenden eingegangen.

2.5.1 Einfluss der Oberflächenpräparation

Entscheidenden Einfluss auf die Verbundfestigkeit haben beim Kaltpressschweißen neben dem Ausgangsmaterial die Fügeflächen, also die Oberflächen der Fügepartner. Vaidyanath und Milner schreiben bereits 1960 über die Bedeutung der Oberflächenpräparation beim Kaltpressschweißen [Vai60].

Zur Herstellung unterschiedlicher Oberflächen können unterschiedliche Präparationsmethoden genutzt werden. Grundsätzlich können mikroskopische und makroskopische Oberflächenstrukturen vor dem Fügen auf den Fügeoberflächen hergestellt werden. Bei den Untersuchungen von Liu et al. stellt sich beim Walzplattieren die mikroskopische Strukturierung gegenüber der makroskopischen als vorteilhaft heraus [Liu08]. Mikroskopische Strukturen erweisen sich in einer Vielzahl von Veröffentlichungen als günstig. Schmidt unterscheidet dabei zwei Teilaspekte: Die Oberflächenreinigung und die Oberflächenaktivierung [Sch19a].

Bürsten ist eines der ersten im Zusammenhang mit dem Kaltpressschweißen genannte Verfahren zum Reinigen und Verfestigen, also zum Aktivieren, der oberflächennahen Schichten [Bay79].

Tabelle 2-1 gibt einen Überblick und ist ähnlich in [Ger18b*] dargestellt. In der ersten Zeile der Tabelle wird deutlich, dass bereits Uneinigkeit besteht, ob das Bürsten in jedem Fall vorteilhaft für das Kaltpressschweißen von Aluminiumverbunden ist. Weiter sind häufig keine genauen Angaben in der Literatur dokumentiert, wie gebürstet werden muss, um eine hohe Verbundfestigkeit zu erzielen. Angabe zu Bürsttyp und Bürstparametern fehlen. Auch die nach dem Bürsten resultierenden Oberflächenparameter wie Rauheit und Eigenspannungen werden nicht immer vermessen (Tabelle 2-1 Zeile 2 und Zeile

3). Hinzu kommt, dass das Bürsten aber auch aufgetragene Zwischenschichten durch Plattieren abhängig von den Fügepartnermaterialien sind [Zha97a].

Tabelle 2-1 Untersuchungen zum Bürsten als Oberflächenpräparation für das Kaltpressschweißen, ✓ = Information gegeben, k.l. = keine Information, + = erhöht die Haftfestigkeit, - = verringert die Haftfestigkeit, o = nicht relevant, Bürstentyp = BT, RPM = Umdrehungen pro Minute, F = Kraft, T = Temperatur [Ger18b*]

Quelle	[Vai60]	[Bay83]	[Woh16a, Woh13]	[Neu10]	[Gao16]	[Jam10]	[Kim12]	[Prz85]	[Haa94]
Verbund- ausbildung	+	+	+	+	+	+	-	k.l.	o
Bürst- parameter	k.l.	BT, RPM,T	k.l.	BT, F, RPM, T	BT	BT	BT, F, RPM,T	BT, F, RPM, T	T, F
Oberflächen- rauheit	k.l.	k.l.	✓	✓	✓	k.l.	k.l.	k.l.	k.l.
Eigen- spannungen	k.l.	k.l.	✓	k.l.	k.l.	k.l.	k.l.	✓	k.l.
Material- kombination	Al/Cu	Al/Fe	Al/Fe	Al/Fe	Al/Fe	Al/Al	Al/Al	Fe	Ti/Fe/Al

Clemensen et al. erweitern die Oberflächenpräparationsverfahren erheblich. Sie fügen die entfetteten, gebürsteten, anodisierten oder mit Nickel plattierten Oberflächen von Aluminium-Stahl-Verbunden durch Kaltpressschweißen. Bürsten und Nickelplattieren stellt sich als wirksam heraus, um eine hohe Verbundfestigkeit zu erzielen, wobei das Plattieren es ermöglicht, die Oberflächenpräparation lange vor dem Walzen durchzuführen. [Cle86]

Auch Wohletz untersucht ein breites Spektrum an Oberflächenpräparationsmethoden für die in dieser Arbeit genutzte Stahl-Aluminium Kombination [Woh16a, Woh16b]. Dabei wurden die Oxidschichtdicke, die Eigenspannungen, die Rauheit und die Kaltverfestigung gezielt variiert. Die Oberflächen werden gebürstet, unterschiedlich feingeschliffen, gestrahlt, geätzt und oxidiert. Besonders hohe Verbundfestigkeiten zeigen dabei die vor dem Fügen gebürsteten bzw. geätzten Bauteile. Die oxidierten Proben können nicht gefügt werden.

Durch Anodisieren gezielt aufgebraute Al_2O_3 -Schichten zwischen 4 μm und 32 μm zeigten sich in Untersuchungen von Yousefi et al. als verbundfestigkeits-schwächend [You14].

Dem entgegen stehen die Ergebnissen von Le et al, die aufzeigen, dass sich die Abstände zwischen den Bruchsegmenten der Oxidschicht mit steigender Oxidschicht von 24 nm bis zu 15 μm vergrößern [Le04]. Dies wirkt sich positiv aus, indem es den Extrusionsdruck verringert, der benötigt wird, um das Material zum Fügepartner zu extrudieren. Die Aussage, wie sich dies auf die Verbundfestigkeit ausübt, wurde auf Grundlage theoretischer Überlegungen getätigt, nicht auf Basis experimenteller Messdaten.

Einen neuen Ansatz zur Oberflächenpräparation wählen Schmidt et al., die durch die elektrochemische Reduktion der Oberflächen hohe Verbundfestigkeiten erreichen. Weiter kann eine Benetzung der Oberflächen mit Silanen Auswirkungen auf die Verbundfestigkeit zeigen. Zu beachten ist, dass die Wirksamkeit der Präparationen von den Materialien der Fügepartner abhängig ist. [Sch19a, Sch19b, Sch14, Sch18]

Weitere Untersuchungen beim Kaltpressschweißen durch Walzplattieren von Jamaati und Toroghinejad zeigen, dass zwischen Oberflächenpräparation und Fügeprozess weniger als 10 Minuten liegen müssen. Die Verbundfestigkeit beim Kaltpressschweißen durch Walzplattieren von Aluminium sinkt innerhalb dieser Zeit nicht signifikant ab. Ist die Zeitspanne zwischen Oberflächenpräparation und Fügen zu lang, wird die durch das Verfahren üblicherweise maximal erzielbare Festigkeit nicht mehr erreicht. Bereits nach 20 Minuten ist eine Reduktion um 10% feststellbar. [Jam10]

Das Absinken der Verbundfestigkeit lässt sich mit der Bildung einer Oxidschicht erklären. Diese schützt Aluminium vor Korrosion und die Schichtdicke beträgt wenige Mikrometer. [Ost14] Die Oxidschicht bildet sich innerhalb von Millisekunden und die Schichtdicke wächst bei längerer Lagerung weiter an [Var04]. Alle im Rahmen der Arbeit vorgestellten Präparationsmethoden werden innerhalb von 10 Minuten nach der Oberflächenpräparation fließgepresst oder wahlweise unter Vakuum gelagert.

Eine Quantifizierung oder Analyse der Auswirkungen der Kontamination ist rar beim Kaltpressschweißen unter Umgebungsbedingungen. Gilbreth analysiert den Einfluss von Kontaminationen und die daraus resultierende messbare Adhäsion bei unterschiedlichen Umgebungsmedien bzw. unter Vakuum [Gil66]. Herausfordernd ist, dass der Zustand der Oberfläche durch eine Vielzahl von Parametern beschrieben wird und vom Grundmaterial abhängig ist. Es gilt den Einfluss des jeweiligen Parameters auf die Verbundausbildung zu analysieren. Derzeit ist in der Literatur bekannt, dass die folgenden Parameter Einfluss nehmen:

- Oberflächenstruktur, hier Rauheitsparameter [Jam11, Neu10, Sch19b]
- Oberflächenduktilität [Zha96] z.B. in Form von Eigenspannungen [Woh16b]
- Oxidschicht [Jam10, Mor13, You14]
- Kontamination [Bay83, Jam10, Li08]
- Chemische Zusammensetzung bzw. Bruchverhalten der Oberfläche [Bay83, Zha94]

Bei einer Präparationsmethode können diese Parameter beeinflusst werden. Eine Vielzahl unterschiedlicher Präparationsmethoden führt zu gefügten Multimaterialbauteilen.

Die in diesem Abschnitt vorgestellten umfangreichen Grundlagen und Forschungsergebnisse dienen als Ausgangspunkt, um geeignete Methoden zur Oberflächenpräparation zu identifizieren. Dabei wird analysiert, welche sich beim Kaltfließpressschweißen und/oder beim Fügen von Stahl-Aluminium-Verbunden als zielgerichtet oder aussichtsreich gezeigt haben. Neben der Analyse, ob eine Oberflächenpräparationsmethode vorteilhaft für das Kaltfließpressschweißen ist, wird überprüft, welche physikalische Eigenschaft durch die Oberflächenpräparation eingestellt wurde. Darauf folgt eine Interpretation, welchen Einfluss diese Größe auf den Verbundmechanismus hat.

2.5.2 Einfluss der Fließeigenschaften

Die Fließeigenschaften der Materialien und somit die lokalen und globalen tribologischen Lasten, wie Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannungen, können durch unterschiedliche Maßnahmen variiert werden. Die

Materialien stehen dabei im Zentrum, aber auch die Umformparameter können Einfluss nehmen. [Doe16]

Die Fließeigenschaften des Materials hängen unter anderem maßgeblich von der Legierungszusammensetzung ab. Nicht alle Materialien eignen sich für das Kaltfließpressen. Die „International Cold Forging Group“ dokumentiert in [ICF01], dass Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von bis zu 0,45% kalt fließpressbar sind. Weiter von der Legierungszusammensetzung abhängig ist, ob eine Wärmebehandlung die Fließeigenschaften beeinflussen kann. Dies ist insbesondere nicht bei allen Aluminiumlegierungen möglich [Kam98]. Torca et al. analysieren das Verhalten der im Rahmen dieser Arbeit genutzten Aluminium Legierung EN AW 6082 in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung, Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit [Tor09].

Die Einstellbarkeit der Fließeigenschaften des Materials bietet die Möglichkeit, ohne chemische Änderung die tribologischen Lasten in der Fügezone zu verändern.

Wohletz et al. zeigen: Je geringer die Fließspannung des Stahls durch die Wärmebehandlung eingestellt wird, desto größer ist das Prozessfenster, in dem stoffschlüssig gefügt werden kann. Weiter steigt die Verbundfestigkeit der mit EN AW 6082 T6 gefügten Bauteile an, da auch KNS und OV mit stärkerer Umformung zunehmen. [Gro14b, Woh16b]

Eine hohe Dickenreduktion also stärkere Umformung des Ausgangsmaterials beim Walzplattieren führt unabhängig vom Material zu höheren OV und durch die Kaltverfestigung auch zu großen Kontaktnormalspannungen. Dies führt zu einer Erhöhung der resultierenden Verbundfestigkeit. [Dan04]

Wohletz et al. und Eller wählen die Werkstofftemperatur der Fügepartner Stahl und Aluminium beim Kaltfließpressschweißen, um die Fließeigenschaften anzupassen [Eil13, Woh14]. Wohletz et al. verfolgen das Ziel, die Fließspannungen der Fügepartnermaterialien durch Einstellen der Temperatur vor dem Fügen anzugleichen. Eine Temperaturerhöhung des Aluminiumfügepartners auf 200 °C und der Stahllegierung auf bis zu 600 °C zeigt keine signifikante Erhöhung der Verbundfestigkeit beim Kaltfließpressschweißen im Vergleich zu bei Raumtemperatur gefügten Bauteilen [Gro14b].

Eizadjou fügt beim Walzplattieren gleiche Materialien und senkt durch eine Temperaturerhöhung die notwendige Dickenreduktion zum Erzielen eines stoffschlüssigen Verbunds. Weiter erhöht sich mit steigender Temperatur auch die Verbundfestigkeit. Eine Temperaturerhöhung beim Walzplattieren führt folglich zu einer messbaren Reduktion des benötigten Umformgrades und somit niedrigerer OV und KNS, um erfolgreich Aluminiumlegierungen zu verbinden. [Eiz08]

Yoshida et al. variieren die Werkstoffkennwerte der Materialien durch Einstellen der Umformgeschwindigkeit und somit der Dehnrates [Yos12]. In [Gro14b] wird der Umformgrad beim Fließpressen u.a. durch Stempelzustellungen und Materialverteilungsanteile in der Matrize eingestellt. Gumm hingegen wählt unterschiedliche Verfahren, wie das Ziehen, das Hohl-Vorwärts- oder Rückwärts-Fließpressen, um einen größeren Bereich an tribologischen Kontaktzuständen beim Fügen von Kupfer und Aluminium abzudecken [Gum64].

Beim Kaltpressschweißen durch Walzplattieren konnten Naseri et al. eine Korrelation zwischen übertragenem Material und der Verbundfestigkeit eines dreilagigen Aluminiumverbunds feststellen. Die Materialien hatten die gleiche Zugfestigkeit, was zu einer gleichmäßigen Umformung ohne Relativbewegung zwischen den Werkstoffen führt. [Nas16]

Auch wenn in der Literatur nicht eindeutig geklärt werden kann, ob eine Temperaturerhöhung der Fügepartner von Vorteil ist und welche Wärmebehandlung oder Umformgeschwindigkeit am geeignetsten für das Kaltfließpressschweißen ist, besteht weitestgehend Einigkeit darüber, dass hohe KNS und OV von Vorteil sind. [Bay81, Gro16, Mik14, Woh16b, Yos14, Zha11]

2.5.3 Nachbehandlung

Zur Vollständigkeit sei hier auch darauf aufmerksam gemacht, dass die Möglichkeit besteht, eine Wärmebehandlung nach dem Fügen durchzuführen.

Arbo et al. nutzen Nickelschichten, um Stahl-Aluminium-Bauteile, die nach dem Walzen nur mechanisch verbunden sind, stoffschlüssig zu verbinden. Dies wird mit Hilfe einer zusätzlichen Wärmebehandlung durch die Bildung von

nickelhaltigen intermetallischen Phasen, die weniger spröde sind, erreicht [Arb19].

Andere Veröffentlichungen weisen darauf hin, dass eine Wärmebehandlung nach dem Fügen [You14] die Verbundfestigkeit von Aluminium-Kupfer-Verbindungen verringert. Für die im Rahmen dieser Arbeit vorliegende Geometrie und Aluminium-Stahlkombination, wurden bei einer studentischen Arbeit Wärmebehandlungen durchgeführt, die die Verbundfestigkeit kaum steigern [Hel15]. Grund dafür ist, dass sich bei Stahl-Aluminium-Verbindungen spröde intermetallische Phasen bilden, die sich meist negativ auf die Verbundfestigkeit auswirken (siehe auch Kapitel 2.3.1). Im Folgenden wird deshalb auf diese Möglichkeit nicht weiter eingegangen.

2.6 Reproduzierbarkeit beim Pressschweißen

In der Wissenschaft ist die Betrachtung der Reproduzierbarkeit beim Durchführen von Experimenten essentiell. Die Wiederholungsgenauigkeit von Experimenten ist notwendig, damit man an vergleichbaren Proben verschiedene Untersuchungen durchführen und somit umfangreiches Wissen generieren kann. Auch für den zukünftigen Erfolg eines Fügeverfahrens in der Industrie ist ein Mindestmaß an Reproduzierbarkeit Voraussetzung. Im Rahmen von wissenschaftlichen Veröffentlichungen wird diese jedoch selten diskutiert.

In der Literatur aber auch in den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit schwankt die erzielbare Verbundfestigkeit erheblich. Yoshida et al. [Yos14] ermitteln beispielsweise an fünf verschiedenen Positionen durchschnittliche Verbundfestigkeiten zwischen 40 MPa und 190 MPa. Da hier die Oberflächenvergrößerungen und Kontaktnormalspannungen lokal unterschiedlich sind, ist eine gewisse Streubreite der Ergebnisse zu erwarten. Aber auch bei der lokalen Verbundfestigkeitsmessung durch Mikrozugproben ermittelt Matsubara et al. in [Mat11] Verbundfestigkeiten zwischen 60 MPa und 140 MPa.

Abbildung 2-4 zeigt die durchschnittliche Verbundfestigkeit von kaltpressgeschweißten Proben durch Walzplattieren. Beim Vergleich mit nahezu gleicher Dickenreduktion und Stapelsequenz von Stahl-Aluminium-

Verbunden zeigen sich bei Arbo et al. hohe Schwankungen. Die genauen Gründe für die Schwankungen werden nicht diskutiert [Arb18].

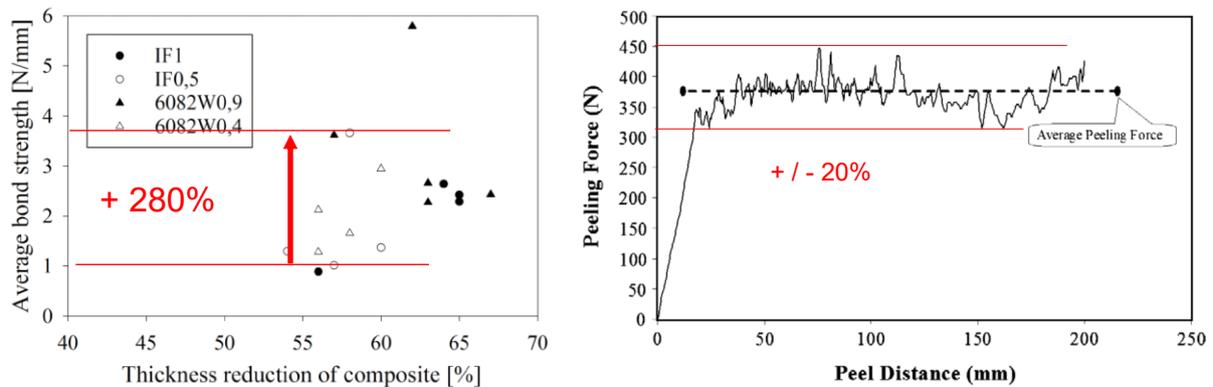


Abbildung 2-4 Durchschnittliche Verbundfestigkeit unterschiedlicher Stapelsequenzen (von Aluminium und Stahl) und Dickenreduktionen beim Walzplattieren aus [Arb18] (links) und Messung einer durchschnittlichen Verbundfestigkeit einer walzplattierten Probe aus reinem Aluminium [Jam10]

Das Walzplattieren hat gegenüber dem Fließpressschweißen den Vorteil, dass über große Längen der gleiche Spannungszustand vorliegt. So zeigen Jamaati und Toroghinejad in ihrer Veröffentlichung über das Walzplattieren die Verbundfestigkeit einer Probe. Gemessen wird die Schälfestigkeit, bei der Streuungen der Verbundfestigkeit von $\pm 20\%$ auftreten (siehe Abbildung 2-4 (rechts)). [Jam10]

Das Walzplattieren artungleicher Materialien findet bereits Anwendung in der Industrie [Li08], eine Streuung von weniger als $\pm 20\%$ wird deshalb auch im Rahmen dieser Arbeit angestrebt.

2.7 Zusammenfassung

Die Forschung zum Fügen artungleicher Metalle gewinnt durch die zunehmende Anforderung, Bauteile belastungsangepasst zu gestalten, an immer höherer Relevanz in der Forschung. Fügeverfahren zum Verbinden solcher Bauteile und im Speziellen von Stahl-Aluminium-Verbunden zeigen erheblichen Forschungsbedarf im Bereich massiver Bauteile. Bestehende Modelle zur Verbindungsausbildung beim Kaltpressschweißen durch Walzplattieren wurden vorgestellt.

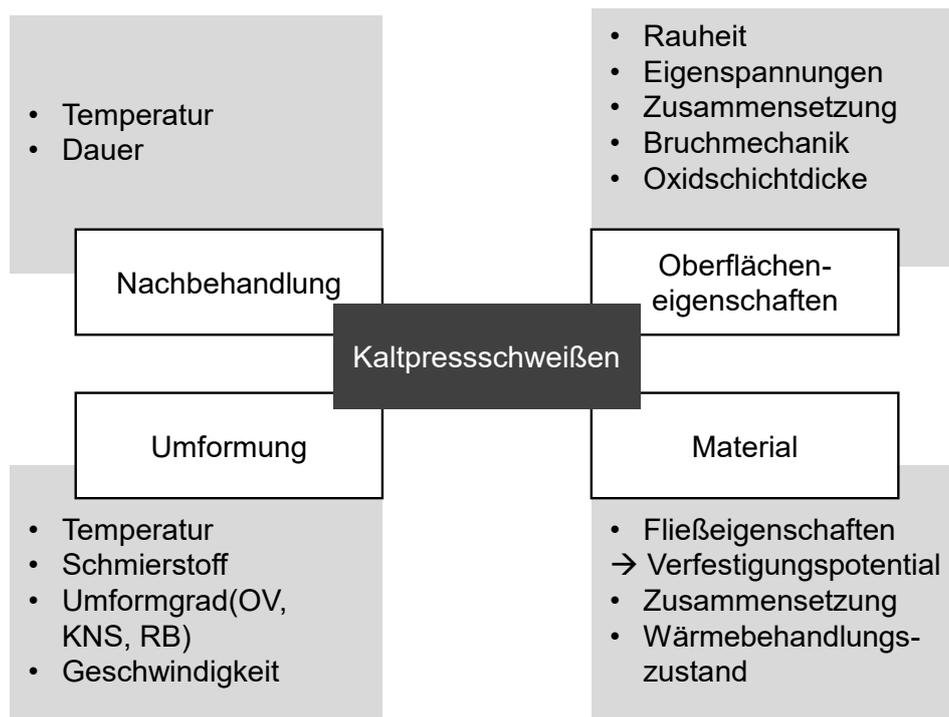


Abbildung 2-5 Einflussfaktoren auf das Kaltfließpressschweißen

Die Einflussgrößen beim Kaltpressschweißen sind vielfältig. Einen umfassenden Überblick gibt Abbildung 2-5. Die Einflussfaktoren können selten unabhängig voneinander geprüft werden. Insbesondere die dazu benötigten hochauflösenden Analysen sind sehr aufwendig.

Bei der Übertragbarkeit eines Verfahrens in die Industrie muss die Reproduzierbarkeit gewährleistet sein. Die Gründe für die derzeit im Stand der Forschung vorhandene geringe Reproduzierbarkeit sowie der Einfluss von Oberflächenpräparation und Fließeigenschaften sind kaum diskutiert. Die Kontaktzustände bieten wenig Anhaltspunkte, da diese insbesondere bei den walzplattierten Proben nahezu konstant sind.

3 Motivation und Herausforderungen

Das Verfahren des Kaltpressschweißens befindet sich in Form des Kaltwalzplattierens bereits im industriellen Einsatz [Her14]. Es unterscheidet sich vom Fließpressen durch die kontinuierliche und homogene Umformung. Die Schwankungen können deshalb durch iterative experimentelle Versuche einfacher kontrolliert und verringert werden. Eine vergleichbare Umformung ist in der Regel für Bauteile, die in allen drei Raumrichtungen Abmessungen in ähnlicher Größenordnung besitzen, nicht realisierbar.

Weiterhin sind typische Materialkombinationen beim Walzplattieren Kupferlegierungen mit Aluminium, welche für elektronische Komponenten eingesetzt werden. Insbesondere für hybride Bauteile aus Stahl und Aluminium, die auch im Kraftfluss eingesetzt werden können, ist jedoch die Kenntnis über die tolerierbaren Beanspruchungen und die reproduzierbare Herstellung von höchster Relevanz. Da Stahl und Aluminium nicht nur artungleich sind, sondern auch deutlich unterschiedliche Festigkeit aufzeigen können, besteht hierbei eine besondere Herausforderung. Die Analyse von Schwankungen bzw. Begründungen für mangelnde Reproduzierbarkeit sind in der Literatur kaum zu finden.

Zusätzlich ist der vorherrschende Verbundmechanismus für die artungleiche Materialpaarung von Stahl und Aluminium nicht geklärt und kann nur durch höchstauflösende Techniken analysiert werden. Diese sind erst seit wenigen Jahren mit vertretbarem Aufwand möglich. Sie können Aufschluss über die Forschungsfrage geben, ob durch den bei Raumtemperatur durchgeführten Prozess tatsächlich ein Stoffschluss, erzeugt wird. Eine weitere Herausforderung ist, die Auswirkungen der Vielzahl an Parametern, die in unterschiedlichen Prozessschritten bereits reproduzierbar beeinflusst werden können, systematisch zu untersuchen. Auch das Fügen unter nicht optimalen Bedingungen stellt eine Herausforderung dar. So müssen beispielsweise Schwankungen der Fließeigenschaften oder eine nicht optimale Reinheit der Fügeflächen bei typischen Prozessbedingungen berücksichtigt werden.

4 Vorgehensweise und Zielsetzung

Zur Untersuchung des Kaltpressschweißverfahrens wird zunächst an einem Beispielbauteil mittels experimenteller und numerischer Analysen Stahl und Aluminium stoffschlüssig gefügt. Als massivumgeformte 3D-Beispielbauteile dienen ein Napf-Rückwärts-fließgepresstes Gewinderohr und eine Kugel.

Ziel der Arbeit ist, beim Fügen artungleicher Materialien durch Kaltfließpressschweißen einen chemischen Stoffschluss nachzuweisen. Insbesondere wird dabei der Bindungscharakter untersucht. Weiter ist zu klären, wie der Stoffschluss entsteht, so dass durch das Fertigungsverfahren zukünftig besonders hohe Verbundfestigkeiten auch bei massiven Bauteilen gezielt und reproduzierbar hergestellt werden können. Das Vorgehen gliedert sich in die folgenden Bausteine:

1. Visualisierung der Kontaktzone mit dem Ziel des Nachweises einer kovalenten, stoffschlüssigen, kaltpressgeschweißten Bindung zwischen artungleichen Metallen durch Fließpressen. Darauf basierend wird ein Modellvorschlag des Verbundmechanismus auf atomarer Ebene für das stoffschlüssige Fügen erarbeitet. Hierzu werden REM-Aufnahmen, hochauflösende TEM-Aufnahmen und EELS-Messungen herangezogen, um die aktuelle theoretische Beschreibung der Verbundentstehung zu konkretisieren und zu ergänzen.
2. Aufbau einer experimentellen Prozesskette sowie die Analyse der reproduzierbaren Herstellung von Bauteilen mit hoher Verbundfestigkeit. Hierzu zählt insbesondere die Identifizierung von Prozesskettenschwankungen und physikalischen Eigenschaften, die die Verbundfestigkeit beeinflussen. Analysiert werden einzelne Einflussfaktoren der Fügeoberfläche (z.B. Kontamination, Oxidschichtdicke, Struktur) sowie Fließeigenschaften.

3. Ergänzung der experimentellen Ergebnisse durch ein numerisches Modell des Prozesses in der handelsüblichen Software DEFORM®. Die Eingangsparameter, die direkten Einfluss auf die lokalen Zustände in der Fügezone haben, sind unter anderem die Materialverfestigung und Reibung. Die aus dem Stand der Forschung als relevant bekannten Parameter für das Kaltpressschweißen sind Kontaktnormalspannung und Oberflächenvergrößerung. Diese sind experimentell nur schwierig zu analysieren, weshalb numerische Verfahren hierfür bevorzugt genutzt werden. Als zusätzlicher Parameter wird im Rahmen der Arbeit die Relativbewegung als relevanter Parameter für Fügepartner mit voneinander abweichenden Fließspannungen betrachtet.

Die drei Bausteine sind für ein umfassendes Verständnis des Kaltfließpressschweißprozesses bei Untersuchungen parallel zu berücksichtigen. Diese Vorgehensweise dient dazu, das Ziel, einen Beitrag zum stoffschlüssigen Fügen artungleicher Materialien zu leisten, zu erfüllen. Die Einflussparameter auf die Verbundfestigkeit sollen aufgezeigt und deren Einfluss priorisiert werden. Die Klärung der Grundlagen und das Aufzeigen einer Prozesskette zur reproduzierbaren Herstellung dienen auch als Grundlage für die Herstellung anderer hochbelastbarer Bauteile und Konstruktionselemente.

Durch die Betrachtung aller drei Bausteine und den Abgleich mit bestehender Literatur soll der Mechanismus, der bereits für das Walzplattieren existiert, erweitert werden. Die Erweiterung soll sowohl auf atomarer Bindungsebene als auch auf phänomenologischer bzw. theoretischer Ebene für die artungleiche Materialpaarung von Stahl und Aluminium gelten.

Als letzter Schritt folgt die Prüfung der gewonnenen Erkenntnisse. Es wird geprüft, ob die Übertragbarkeit und industrielle Umsetzung auf neuartige Geometrien vereinfacht bzw. gewährleistet ist. Die Voraussage, ob ein Bauteil durch diese Fügeart produziert werden kann, soll zukünftig bereits durch numerische Auslegungen möglich sein.

5 Versuchs- und Auswerteeinrichtungen

Im folgenden Kapitel werden alle zur Herstellung kaltgeschweißter Materialverbunde notwendigen Prozessschritte im Detail vorgestellt. Weiterhin werden Versuchsaufbauten und die zur Charakterisierung und Ergebnisgenerierung genutzten Prüfeinrichtungen beschrieben. Am Anfang stehen die genutzten Werkstoffe und deren Charakterisierung. Folgend wird der Herstellungsprozess beschrieben. Schlussendlich wird auf die Prüfmethode des gefügten Bauteils eingegangen. Hierdurch kann nachvollzogen werden, wie die Ergebnisse der dargelegten Arbeit entstehen.

5.1 Verwendete Werkstoffe

Die Werkstoffe Stahl und Aluminium sind, wie bereits in der Einleitung (siehe Kapitel 1) dargelegt, von hoher Relevanz. Die 6xxx-Aluminiumlegierungen finden breite Anwendung in der Industrie, da sie sich durch gute Korrosionseigenschaften und gute Bearbeitbarkeit auszeichnen [Fri06]. Durch die Legierungselemente Magnesium und Silizium kann die Aluminiumlegierung wärmebehandelt bzw. ausgehärtet werden. Dadurch wird im Rahmen dieser Arbeit eine große Bandbreite an Festigkeitseigenschaften gezielt eingestellt, ohne dass eine Änderung der chemischen Zusammensetzung notwendig ist. [Ost14]

Die hier genutzten Legierungen entsprechen alle der Norm für Aluminium EN AW 6082. Dabei handelt es sich um die am häufigsten verwendete aushärtbare Aluminiumlegierung. Sie besitzt den höchsten Silizium- und Magnesiumanteil der 6xxx Werkstoffgruppe. Die Magnesium- und Siliziumanteile im Werkstoff wirken sich direkt auf die Bildung von Magnesium-Silizium Ausscheidungen und somit auf die Festigkeit des Werkstoffs aus [Sma14]. EN AW 6082 zeichnet sich durch seine gute Umformbarkeit und gute Schweißbarkeit aus. Härte und Fließseigenschaften, wie Fließspannung und

Kaltverfestigung, können unter anderem durch Wärmebehandlung variiert werden. [Kam98]

Die Zugfestigkeiten im Rahmen dieser Arbeit werden zwischen 125 MPa und 190 MPa gezielt eingestellt. Die Hintergründe zu der Einstellung der Festigkeiten werden in Kapitel 9.1 beschrieben.

Als Stahl wird 1.0401 genutzt. Er zeichnet sich ebenfalls durch seine gute Umformbarkeit aus. Der Stahl 1.0401 wird auf kugelige Karbide (GKZ) gegläht. GKZ-Glühen ist eine geeignete Wärmebehandlung, die im Rahmen der Arbeiten von Wohletz [Woh16b] das größte Prozessfenster zum Fügen mit der Aluminiumlegierung EN AW 6082 zeigt. Die chemischen Zusammensetzungen der im Rahmen der Arbeit genutzten Werkstoffe sind in Tabelle 5-1 aufgelistet. Die Legierungen Al 0,7 Si, Al 1,0 Si und Al 1,3 Si werden vom Projektpartner HYDRO Aluminium in Zusammenarbeit mit der NTNU (Technisch-Naturwissenschaftliche Universität Norwegens) in Trondheim eigens für die folgenden Versuche hergestellt.

Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe bis zu einem Massen-
gehalt von 0,02% [Ger19c*]

Aluminium	Si	Mg	Fe	Mn		Cr	Ti	Al	Andere
EN AW 6082	0,7-1,30	0,6-1,20	≤ 0,5	0,4 - 1,00		≤ 0,25	≤ 0,10		≤ 0,45
Al 0,7 Si	0,67	0,57	0,20	0,51		0,145	0,02	97,86	
Al 1,0 Si	0,96	0,56	0,20	0,51		0,146	0,02	97,57	
Al 1,3 Si	1,28	0,57	0,20	0,49		0,156	0,04	97,22	
Stahl	C		Si		Mn		P	S	Andere
1.0401	0,12-0,18		≤ 0,04		0,30-0,80		≤ 0,045	≤ 0,045	

5.2 Charakterisierungsmethoden der Werkstückwerkstoffe

Neben der chemischen Zusammensetzung sind die Fließeigenschaften bzw. allgemein das Umformverhalten relevant. Die Fließkurven dienen zur Charakterisierung der Fließeigenschaften und werden im numerischen Modell genutzt. Die für diese Arbeit ermittelten Kennlinien sind unabdingbar, da schon kleine Änderungen der Fließkurve zu einer veränderten Endgeometrie und zu anderen lokalen Kontaktbedingungen der Fügepartner führen.

Zur Charakterisierung der Werkstoffe werden weiterhin Härtemessungen nach Vickers [ISO18] sowie Druckversuche durchgeführt. Die daraus ermittelten Kennwerte sind in Tabelle 5-2 zusammengefasst.

Tabelle 5-2: Bezeichnungen und Materialhärte der unterschiedlichen Werkstoffe

Bezeichnung	Werkstoffbezeichnung nach Norm	Wärmebehandlungszustand	Härte in HV 10
1.0401	1.0401	GKZ	170
EN AW 6082	EN AW 6082 O	O	75-80
EN AW 6082	EN AW 6082 T6	T6	125-130
Al 0,7Si T6	EN AW 6082 T6	T6	80-85
Al 1,0Si T6	EN AW 6082 T6	T6	100-105
Al 1,0Si W	-	S	80-85
Al 1,3Si T6	EN AW 6082 T6	T6	110-115
Al 1,3Si W	-	S	80-85

Die Druckversuche werden angelehnt an DIN 50106:2016-11 durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 0,01 mm/s. Die Probengeometrie ist zylindrisch mit einer Höhe von 15 mm und einem Durchmesser von 10 mm. Diese Dimensionen wurden so gewählt, dass die maximale Prüflast der Universalprüfmaschine von Zwick von 100 kN nicht überschritten wird. Unter Berücksichtigung der Maschinenelastizität werden die Fließkurven und

Fließgrenze k_f mittels MATLAB ausgewertet. Das hierzu programmierte Skript sowie die ermittelten Kennlinien sind im Anhang A1 dokumentiert und findet erstmals Anwendung in [Ger15*]. Die resultierenden Fließkurven sind in Abbildung 5-1 dargestellt.

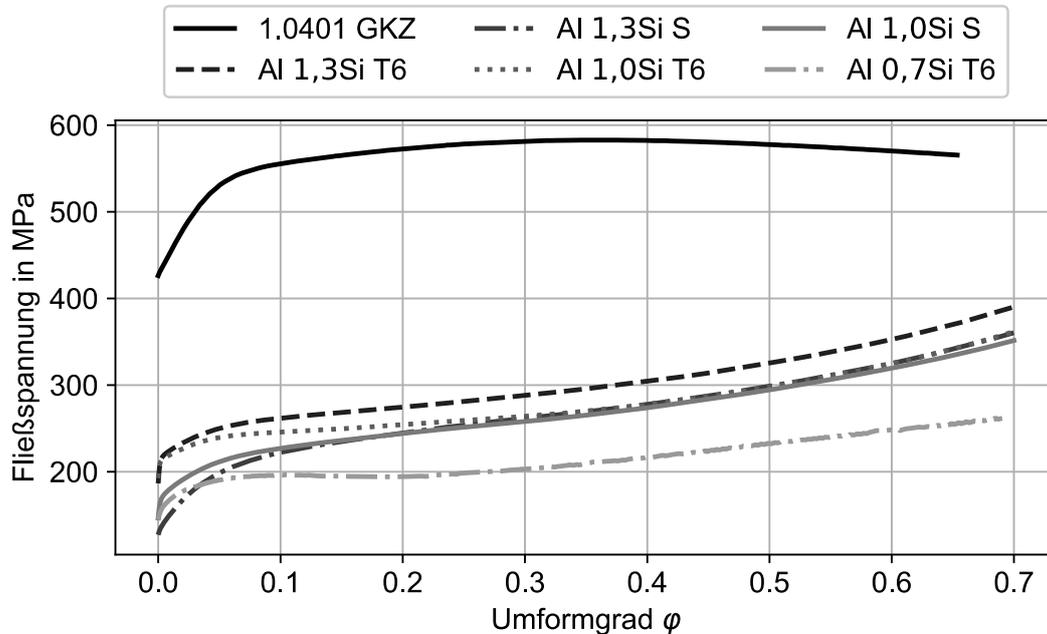


Abbildung 5-1 Fließkurven der genutzten Werkstoffe ermittelt aus den nach DIN 50106:2016-11 durchgeführten Druckversuchen

5.3 Prozesskette zum stoffschlüssigen Fügen

Die Materialien sind der Ausgangspunkt der zum Fügen notwendigen Prozessschritte. Die vollständige Prozesskette zur Herstellung ist in Abbildung 5-2 dargestellt, erstmalig ähnlich in [Ger18b*] veröffentlicht. Die Details der einzelnen Prozessschritte werden in den folgenden Abschnitten beschrieben. Jeder einzelne Prozessschritt ist zum erfolgreichen Fügen notwendig. Nach dem Zuschnitt durch Drehen werden die Bauteile wärmebehandelt. Für den Umformprozess wird die Probe mit einem Schmierstoff beschichtet. Wichtig ist, dass der Prozessschritt der Oberflächenbehandlung unmittelbar vor dem Fügeprozess stattfindet [Jam10]. Im finalen Prozessschritt werden die beiden Materialien durch Fließpressen stoffschlüssig gefügt. Die Reproduzierbarkeit jedes einzelnen Prozessschritts ist von hoher Relevanz.

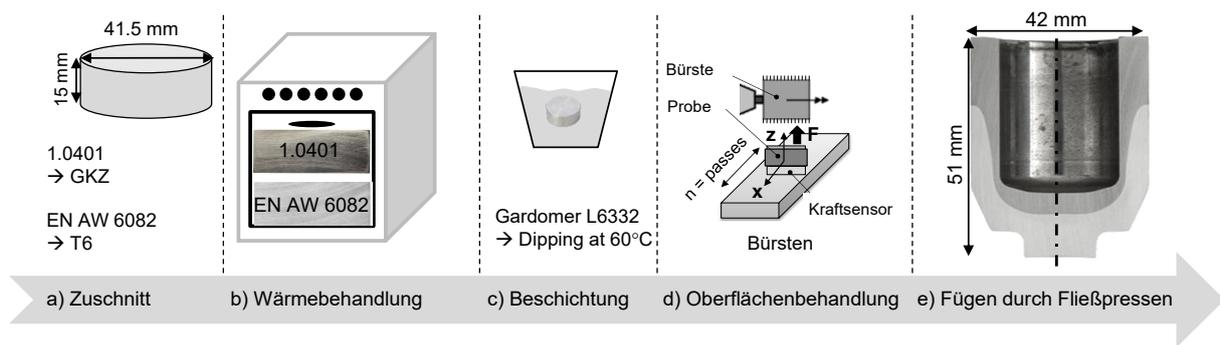


Abbildung 5-2 Notwendige Prozessschritte zum Kaltfließpressschweißen durch Fließpressen (a) bis e)) nach [Ger18b*]

5.3.1 Zuschnitt

Der Zuschnitt der Geometrie erfolgt durch Drehen. Dies ist notwendig, um den Durchmesser von $41,5 \pm 0,05$ mm herzustellen. Diese Abmessungen haben in [Woh16b] das größte Prozessfenster zum Fügen der Stahl-Aluminiumpaarung dieser Arbeit ergeben. Grundsätzlich sind jedoch auch stranggepresste und anschließend gesägte Profile zum Kaltfließpressschweißen denkbar. Eine Belieferung mit geeigneten Profilen ist jedoch aufgrund der sehr kleinen Verbrauchsmengen im Forschungsbereich kaum möglich. Die Aluminium- und Stahlzylinder besitzen neben dem gleichen Durchmesser beide eine Zylinderhöhe von 15 mm.

5.3.2 Wärmebehandlungen

Vor dem Fügen werden die Werkstoffe wärmebehandelt, damit der gleiche Festigkeitszustand reproduzierbar vorliegt. Die Wärmebehandlungsmethoden unterscheiden sich darin, welche Festigkeit erzielt wird. Darüber hinaus ist nicht jeder Wärmebehandlungszustand der Aluminiumlegierungen thermo-mechanisch stabil. Der Ablauf der jeweiligen Wärmebehandlung wird anhand von Alterungskurven, die im Rahmen der Studie [Ger19c*] ermittelt wurden, festgelegt.

Die Reproduzierbarkeit der Wärmebehandlung wurde erstmals in [Vol16**] untersucht. Die Position und Anzahl der Proben im Ofen ist relevant, da die Materialhärte sonst um ± 50 % von der gewünschten Härte abweichen kann. In Abbildung 5-3 ist der Temperaturverlauf für die Wärmebehandlung von Stahl, Aluminium T6 und O bzw. der eigenen Bezeichnung S schematisch dargestellt.

Die Auslagerungsdauer der T6 und S Proben variiert je nach benötigtem Härtegrad des Aluminiums.

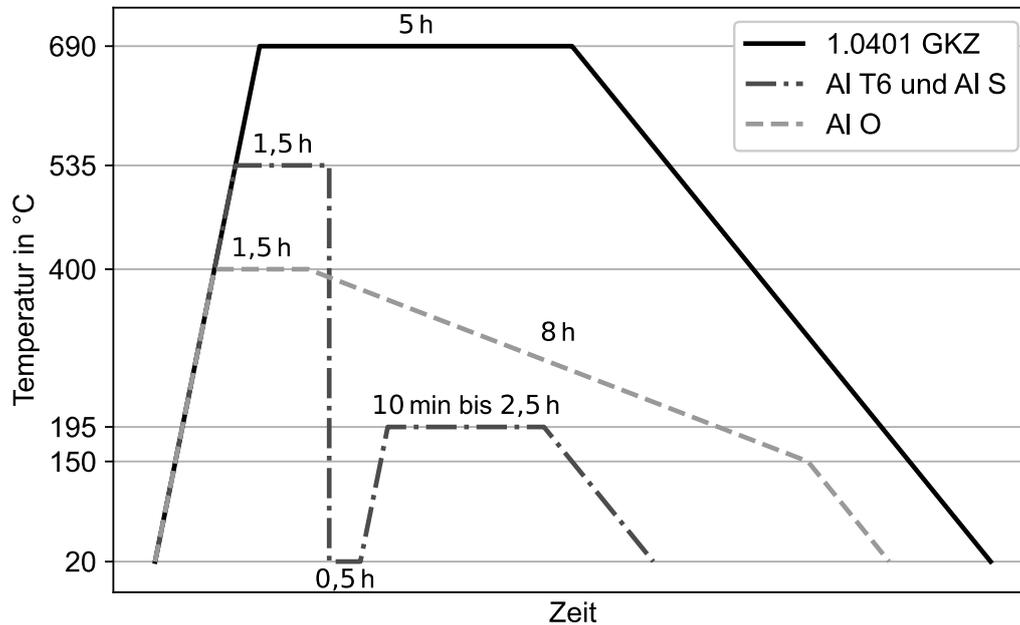


Abbildung 5-3 Schematische Abbildung der Wärmebehandlungskurven verschiedener Werkstoffe

Aluminium T6 – Zustand mit der höchsten Härte

Der Zustand mit der höchsten Fließspannung wird genutzt, um die Fließspannung des Aluminiums der des Stahls anzunähern. Dazu findet das Lösungsglühen aller Legierungen bei 535 °C in einem Luft-Ofen der Firma Nabertherm Modell N 41/H für 1,5 Stunden statt. Darauf folgt die Abschreckung. Bei allen Legierungen der EN AW 6082 Gruppe muss dies unmittelbar nach dem Entnehmen aus dem Ofen in Wasser geschehen, da die Legierung andernfalls nicht ihre höchste Festigkeit erreicht. ([Ost14] nach [Bom82]) Danach wird eine konstante Zeitspanne von 30 Minuten vor der Alterung eingehalten, da bei einer längeren Zeitspanne die Kaltauslagerung beginnt. Zuvor kaltausgelagerte Werkstücke erreichen nach der Alterung nicht mehr den härtesten Zustand, der für eine EN AW 6082 Legierung erzielbar ist [Mar03]. Die darauffolgende Warmauslagerung wird im Trocknungsofen der Firma Binder bei 195 °C realisiert. Die gewählten Zeiten sind abhängig von der Legierungszusammensetzung. Aus den zuvor ermittelten Alterungskurven wird der Zustand der höchsten Härte gewählt. Die Zeiten zum Erreichen des T6

Zustandes betragen zwischen einer Stunde für Al 1,3 Si und 2,5 Stunden für Al Si 0,7.

Aluminium S – Zustände ähnlicher Härte

Der Weichzustand S, der durch Warmauslagerung erreicht wird, ist kein genormter Zustand. Er wird in der vorliegenden Arbeit gezielt eingestellt, um ähnliche Fließigenschaften bei unterschiedlichem Silizium (Si)-Gehalt zu vergleichen. Der Wärmebehandlungsablauf wird analog zum T6 Zustand eingestellt. Das Lösungsglühen wird bei 535 °C durchgeführt. Nach einer Wartezeit von 30 Minuten folgt das Warmauslagern bei 195 °C. Anhand der Alterungskurven wird die Zeit ermittelt, die zu einer Härte von 80-85 HV führt. Die Zeiten liegen je nach Legierung zwischen 10 Minuten und 45 Minuten.

Aluminium O – Zustand geringster Härte

Weitere Aluminiumproben werden zu Vergleichszwecken gezielt auf die geringste Festigkeit geglüht. Dazu wird erneut der Luft-Ofen der Firma Nabertherm Modell N 41/H für 1,5 Stunden auf 400 °C eingestellt. Daraufhin folgt im gleichen Ofen eine Abkühlung über 8 Stunden auf 250 °C. Anschließend können die Zylinder entnommen werden und an der Luft auskühlen.

Stahl 1.0401 GKZ - Zustand geringster Härte

Die Stahlproben werden 5 Stunden lang bei 690 °C auf kugeligen Zementit (GKZ) geglüht, damit der Stahl eine möglichst gute Umformbarkeit sowie eine geringe Härte aufweist [Lan08]. Oxide auf der Oberfläche müssen vor allem auf der Fügefläche vermieden werden. Dazu werden die Proben in Schutzfolie gewickelt und unter Schutzgasatmosphäre aus Argon im Ofen Nabertherm Modell N 41/H wärmebehandelt.

5.3.3 Beschichtung

Nach erfolgter Wärmebehandlung werden beide Werkstoffe außerhalb der Fügeflächen mit einem Schmierstoff beschichtet. Da in der Kaltmassivumformung sehr hohe Kontaktnormalspannungen herrschen, eignen sich für das Fließpressen Festschmierstoffe in besonderem Maße.

Analysen zu den geeigneten Schmierstoffen wurden im Rahmen einer studentischen Arbeit durchgeführt. Ein Polymerschmierstoff bleibt dabei

während der Umformung fest und dringt auch unter hohen Drücken nicht wie andere Schmierstoffe in den Fügepalt ein. [Vol16**]

Groche et al. nennen Polymerschmierstoffe einen Ansatz für umweltfreundliche Lösungen in der Kaltmassivumformung [Gro14a]. Deshalb kommt der auf Polymerbasis hergestellte Schmierstoff Gardomer L6322 von Chemetall zum Einsatz. Durch den Schmierstoff wird beim Umformprozess Verschleiß der Matrize bzw. des Stempels vermieden. Der wasserlösliche Schmierstoff ist auch aus Umweltgründen zu bevorzugen, da keine Lösungsmittel oder andere Gefahrstoffe enthalten sind. Damit eine gleichmäßige Beschichtung gewährleistet wird, werden die Bauteile vor der Beschichtung mit Ethanol gereinigt. Anschließend werden Werkstoff und Schmierstoff auf 60 °C erhitzt. Die Beschichtung der Prüfkörper erfolgt durch ein Tauchverfahren (ohne Untertauchen der Fügeoberfläche) mit anschließender 24 Stunden Trocknungsphase.

5.3.4 Oberflächenpräparationsmethoden

Im Folgenden wird auf unterschiedliche, in der vorliegenden Arbeit genutzte Oberflächenpräparationsmethoden näher eingegangen:

Bürsten

Das Bürsten hat sich bereits bei [Bay79] als vorteilhafte Oberflächenpräparationsmethode erwiesen. Der Prozess ist mit einer elektrischen, rotierenden Bürste relativ einfach im industriellen Umfeld durchführbar. Beim Bürsten wird die Oberfläche gereinigt und es wird Grundmaterial kurz vor der Umformung freigelegt. Zusammen mit einem Entfetten konnten so beim Walzplattieren hohe Verbundfestigkeiten erzielt werden. [Bay85b]

In Voruntersuchungen der vorliegenden Arbeit zeigen sich jedoch enorme Schwankungen der Verbundfestigkeit in Abhängigkeit von der Bedienung der elektrischen Bürste. Auch in der Literatur besteht Uneinigkeit darüber, ob bzw. mit welchen Parametern die Oberflächen gebürstet werden müssen (vgl. Kapitel 2.5.1).

Deshalb wurde im Rahmen einer studentischen Arbeit eine automatische Bürstvorrichtung aufgebaut [Her17**]. Die Steuerung erfolgt über ein LabVIEW Programm, das von einer weiteren studentischen Gruppenarbeit umgesetzt wurde [AIA17**]. Ein Ausschnitt ist in Anhang A2 dargestellt. Es können unterschiedliche Bürstentypen verwendet werden. In Vorversuchen haben sich Bürsten mit einem Durchmesser von 80 mm und einer Breite von 45 mm als vorteilhaft erwiesen. Die gesamte Probenbreite kann so beim einmaligen Durchfahren gleichmäßig bearbeitet werden. Die Bürsten bestehen aus dem rostfreien Stahl 1.4301. Eine freie Drahtlänge von 25 mm und ein Drahtdurchmesser der Bürsten von 0,3 mm sowie eine Rotationsgeschwindigkeit von 2000 U/min zeigten sich in Vorversuchen für ein optimales Bürstergebnis als zielführend. Eine optionale Erweiterung der Bürstvorrichtung ist eine Kühlvorrichtung und Temperaturmessung. Diese wurde in der studentischen Arbeit [Suh18**] aufgebaut, um einer Probenerwärmung durch die Reibung der Bürste entgegenzuwirken.

Abbildung 5-4 zeigt oben den schematischen Aufbau mit der motorisierten Bürste und dem automatisch fahrenden Probentisch. Der Anpressdruck der Probe wird über den Kraftsensor gesteuert. In Abbildung 5-4 unten ist der am Kraftsensor gemessene Kraftverlauf dargestellt. Der Programmablauf ist für eine dreimalige Wiederholung exemplarisch dargestellt. Die Probe fährt sechs Mal auf einer konstanten Höhe unter der Bürste hindurch, hier für eine Anfangskraft von 100 N dargestellt. Anschließend wird die Probe um 90 ° gedreht und der Bürstvorgang wird wiederholt. Vor der letzten Durchfahrt wird die Probe mit Ethanol gereinigt. Die Kraft nimmt aufgrund des Materialabtrags durch das Bürsten kontinuierlich ab und ist beim Durchfahren mit der Rotationsrichtung der Bürste geringer als bei Durchfahrt in der Gegenrichtung.

Eingestellt werden können zudem Rotationsgeschwindigkeit, Anpressdruck, Bürstdauer über Geschwindigkeit des Probentischs und Anzahl der Wiederholungen des Bürstens. Als Vergleichsgröße wird der Bürstenergiefaktor B_e als Größe eingeführt. Dieser errechnet sich wie folgt:

$$B_e = F_b \cdot s_b$$

F_b ist die Anpresskraft der Bürste auf die Probenoberfläche und s_b der Weg, den die Bürste über der Probe zurücklegt. Eine ausführliche Analyse der Bürststrategien ist erstmals in [Ger18b*] beschrieben.

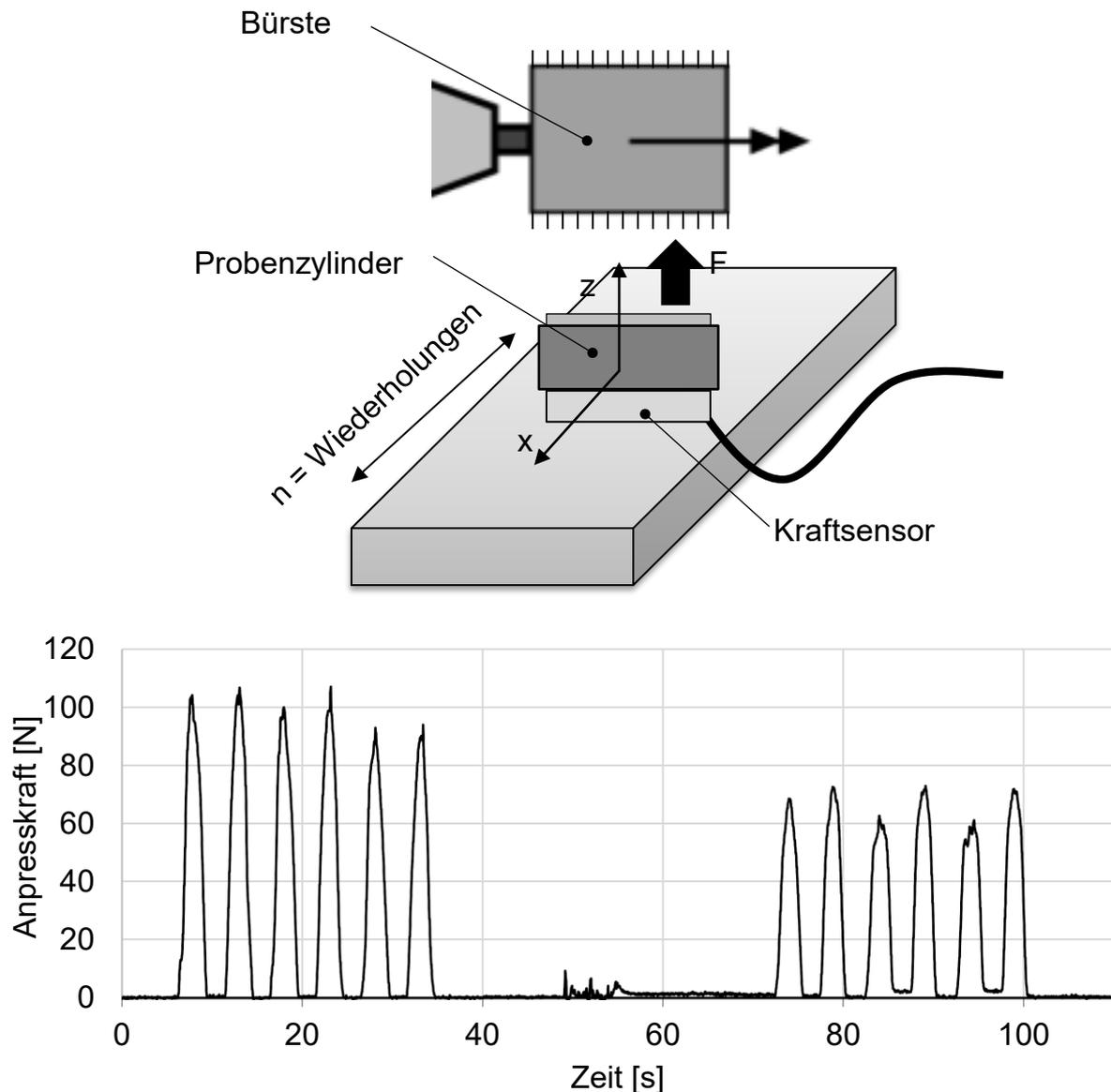


Abbildung 5-4 Schematischer Aufbau der Bürstanlage zur reproduzierbaren Herstellung gebürsteter Oberflächen (oben) und Bürstkraftverlauf der auf 100 N und drei Wiederholungen eingestellten und automatisch gesteuerten Bürstanlage (unten)

Die gebürsteten Proben werden mittels des Weißlichtmikroskops μ Surf der Firma Nanofocus charakterisiert. Details zur Technologie können beim Hersteller nachgelesen werden [Nan23]. Abbildung 5-5 zeigt oben den Verlauf der gemessenen Oberflächenrauheit S_q bei steigender Bürstenergie. Ersichtlich

ist, dass die Rauheit bei steigender Bürstenergie zunächst ansteigt und sich dann einem Plateau annähert. Durch eine Verdoppelung des Bürstenergiefaktors von 50 Nm auf 100 Nm kann die Rauheit nur noch geringfügig gesteigert werden. Das Realbild der Proben zeigt, dass bei sehr hohen Bürstenergiefaktoren die Struktur gröber wird und sich gleichzeitig glänzende Aluminiumebenen bilden. Die Pfeile im Realbild zeigen die letzte Bürstrichtung der Probe. Dies kann ohne Vorkenntnisse bei vielen Bürstparameterkombinationen nur schwer eindeutig bestimmt werden. Das spricht dafür, dass die Präparation durch Büsten so ebenmäßig ist, dass die letzte Bürstrichtung für den Fügeprozess irrelevant ist.

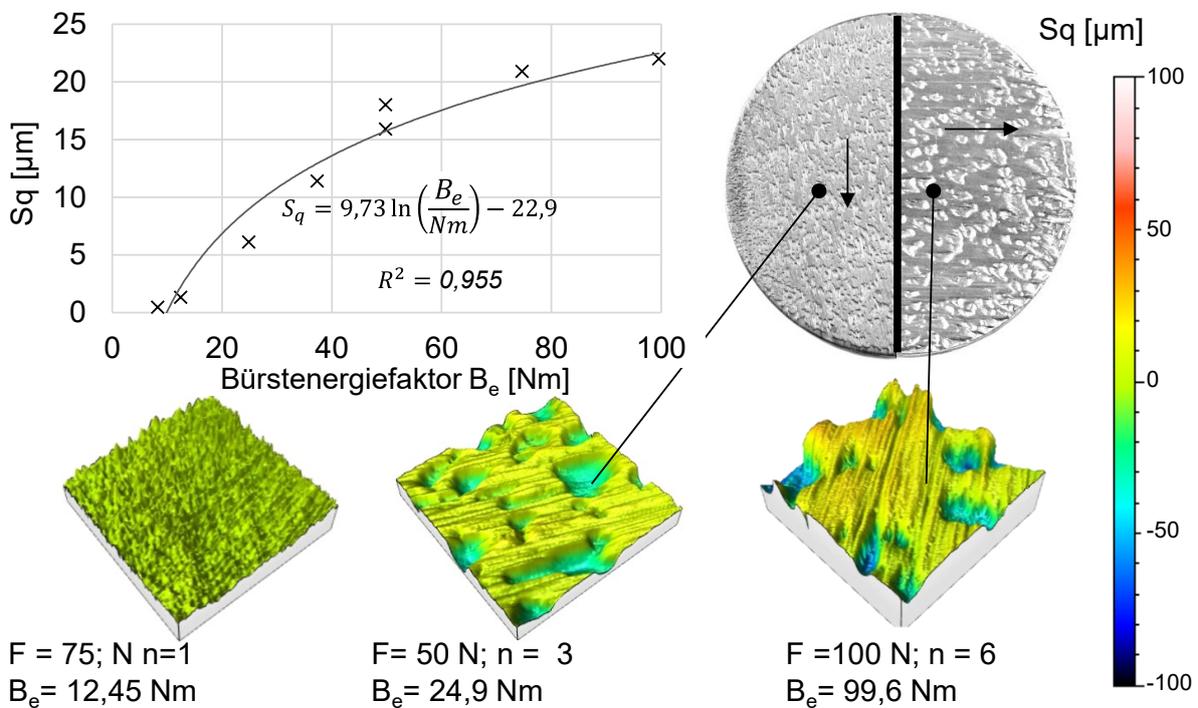


Abbildung 5-5 Oberflächenrauheit S_q bei steigender Bürstenergie (links) und Realbild von zwei gebürsteten Aluminium Proben von oben (rechts)

Die angefertigten Querschliffe der unterschiedlich gebürsteten Proben zeigen Details, die helfen, dieses Sättigungsphänomen besser zu verstehen. Das Ätzen der polierten Querschliffe in 3% alkoholischer Salpetersäure (Nital) zeigt die Kornstruktur (vgl. Abbildung 5-6). Eine dünne Schicht bildet sich bei einem Bürstenergiefaktor von 24,9 Nm an der Oberfläche aus. Dies ist eine Kornfeinung der Randschicht. Auch bei einem Bürstenergiefaktor von 99,6 Nm

bildet sich diese Schicht aus und die damit verbundene Kornfeinung tritt auf. Darüber hinaus schmiert das Aluminium aber auch in die Oberflächentäler mit dieser Mikrostruktur und eine deutlich dickere Deckschicht bildet sich aus (siehe Abbildung 5-6 oben rechts). Bei höheren Vergrößerungen ist sichtbar, dass diese Deckschicht nicht mehr mit dem Grundmaterial verbunden ist. Für die Verbundentstehung bedeutet das, dass zusätzlich zur durch Bürsten spröden Mikrostruktur auch eine ähnliche aber wesentlich dickere Zwischenschicht vorhanden ist. Diese muss beim Fügeprozess entweder durchdrungen oder ebenfalls verschweißt werden.

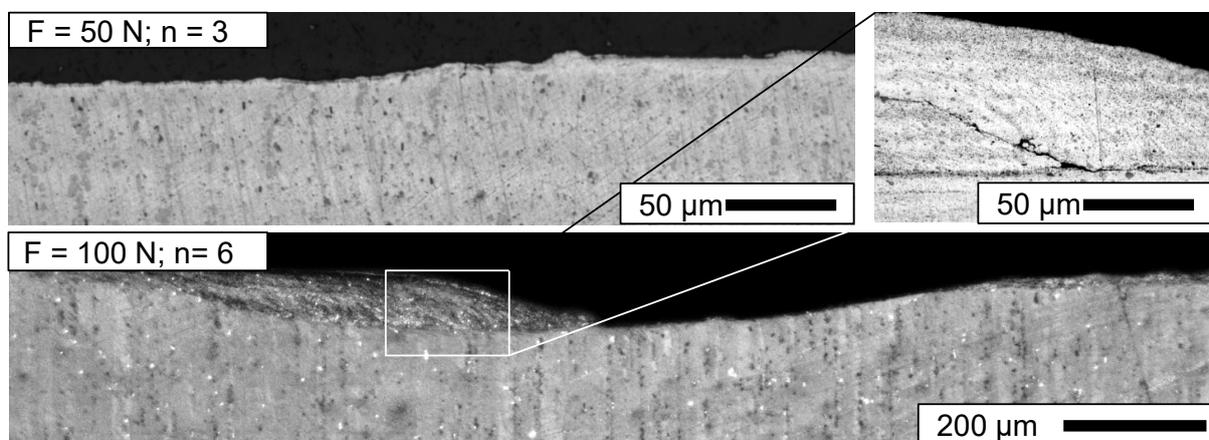


Abbildung 5-6 Querschliffe verschiedener gebürsteter Aluminium-Probenserien unter dem Lichtmikroskop. Kornfeinung und Materialverschmierungen bei zu hohem Energieeintrag (unten)

Das Schmieren ist auf eine zu starke Temperaturerhöhung durch die Reibung der Bürste zurückzuführen. Dies wurde messtechnisch im Rahmen einer studentischen Arbeit nachgewiesen. [Suh18**]

Ätzen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss unterschiedlicher Ätzstrategien und damit verbundener unterschiedlicher Oxidschichtdicken analysiert. Die elektrochemischen Ätzstrategien, die erstmals von [Woh16b] genutzt wurden, können unmittelbar vor dem Pressvorgang durchgeführt werden. Die Mikro- und Makroätzungen mit Nital bzw. Kellerlösung werden beim Max-Planck-Institut für Eisenforschung in Düsseldorf präpariert und in einer Vakuumverpackung bis zum Fügeprozess eine Woche gelagert. Alle Proben

werden vor dem Ätzvorgang mit Siliziumcarbid (SiC) Schleifpapier mit einer Körnung von 4000 feingeschliffen. Die in Tabelle 5-3 gelisteten Präparationsmethoden durch Ätzen finden in dieser Arbeit Anwendung:

Tabelle 5-3 Ätzstrategien der unterschiedlichen Werkstoffe

Werkstoff	Ätzart	Anmerkung	Zusammensetzung
1.0401	Makro	Nital	10 % Salpetersäure
1.0401	Mikro	Nital	1 % Salpetersäure
1.0401	Elektrochemisch	4,5 A Gleichstrom	10% Schwefelsäure
EN AW 6082 T6	Makro	Keller	5 ml Flusssäure 20 ml Salpetersäure 20 ml Salzsäure 60 ml Wasser
EN AW 6082 T6	Mikro	Keller	1 ml Flusssäure 2,5 ml Salpetersäure 1,5 ml Salzsäure 95 ml Wasser
EN AW 6082 T6	Kombiniert	1. basisch	10 % Kaliumhydroxid
		2. sauer	10 % Salpetersäure

Plasmabehandlung

In Abhängigkeit der Länge der Plasmabehandlung lassen sich gezielt dünne Oxid-/Hydroxid-Schichten einstellen. Die Plasmabehandlung hat im Allgemeinen folgende Vorteile [Bal04]:

- Die Oberfläche wird von organischer Kontamination befreit.
- Die gezielte Einstellung von Oberflächenoxiden durch die Variation der Parameter wie z. B. der Gaszufuhr des Plasmaofens ist möglich.
- Die Grenzflächenspannung wird erhöht.

Die Plasmabehandlung stellt ein gängiges Verfahren zur Reinigung von Oberflächen von organischen Verunreinigungen dar. Es kommen Behandlungen mit

Argonplasma und Sauerstoffplasma zum Einsatz. Während die Behandlung mit Argonplasma primär einen ätzenden Einfluss auf die Oberfläche hat [Str89], stellt sich bei der Behandlung mit Sauerstoffplasma eine chemische Wirkung ein, die sich durch verstärkte Oxidation äußert [Jon11]. Vor der Plasmabehandlung werden die Probenoberflächen durch Schleifen mit SiC Schleifpapier mit einer Körnung von bis zu 4000 vorbereitet. In beiden Fällen handelt es sich um ein Niedertemperaturverfahren. Die Proben werden in eine Vakuumkammer eingebracht. Durch Ausdampfen bei einem Restdruck von 10^{-4} mbar für 30 Minuten werden flüchtige Kontaminationsbestandteile gelöst und durch dreifaches Spülen mit Plasmagas aus der Vakuumkammer entfernt. Nach diesem Reinigungsschritt wird das Prozessgas mit einem Durchfluss von 80 sccm eingeleitet, sodass sich ein Druck von 0,2 mbar einstellt. Eine handelsübliche Mikrowellenquelle (Muegge GmbH) mit einer Ausgangsleistung von 300 W bei einer Frequenz von 2,4 GHz zündet das Plasma. Die Einwirkzeit beträgt 30 min. Nach einer passiven Abkühlphase über 1 h werden die Proben bis zum Umformen unter Vakuum gelagert.

PVD Beschichten

Die physikalische Gasphasenabscheidung (PVD) ist ein vakuumbasiertes Dünnschichtverfahren. Das Beschichtungsmaterial wird im Vakuum verdampft. Die Beschichtung erfolgt durch Kondensation auf der Probe. Mit dem Verfahren können gleichmäßige Schichtdicken zwischen einigen Nanometern und einigen Mikrometern realisiert werden.

Mit dem Verfahren der PVD-Beschichtung können auf die Fügeflächen beider Fügepartner vor dem Umformen eine dünne metallische Schicht aus Titan, Nickel oder Chrom aufgetragen werden. Die Beschichtung erfolgt im Anschluss an die Plasmabehandlung der Proben in einer handelsüblichen PVD-Anlage (Leybold UNIVEX 450). Zur Beschichtung wird hochreines Titan, Nickel und Chrom (jeweils 99,99%) von der Firma Goodfellow verwendet. Es wird eine Schichtdicke von etwa 500 nm erreicht. Nach der Beschichtung werden die Proben unter Vakuum verwahrt. Durch die aufgetragenen Schichten kommt es im Fügeprozess bereits bei geringen Umformgraden zum spröden Aufreißen der Oberflächen. Dieser Aufreißprozess kann auf Grund des Materialkontrastes sichtbar gemacht werden.

5.3.5 Fügeprozess durch Fließpressen

Der Prozess zum Fügen der Stahl- und Aluminiumhalbzeuge ist ein kombiniertes Voll-Vorwärts-Napf-Rückwärts-Fließpressen. Genutzt wird das Werkzeug auf einer Servomotor-Pressen vom Typ Syncropress SWP 2500. Die exakten Werkzeuggeometrien werden von Wohletz in [Woh16b] dargestellt. Abbildung 5-7 zeigt die beiden Proben im Querschnitt vor der Umformung (links) und nach der Umformung (rechts).

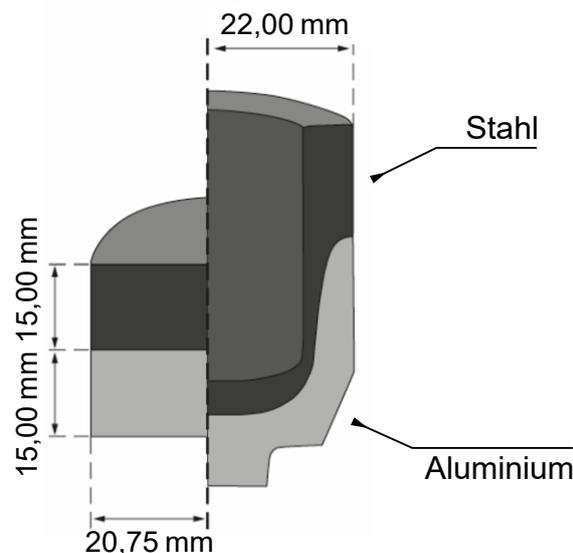


Abbildung 5-7 Bauteile im Querschnitt vor der Umformung (links) und nach der Umformung (rechts)

In die Matrize des Werkzeugs wird zuerst der Aluminiumrohling und darauf der Stahlrohling eingelegt. Der Stempel formt die Werkstücke gemeinsam um. Die Anordnung der beiden Rohlinge in der Matrize zu tauschen ist nicht möglich, da auf Grund der unterschiedlichen Fließspannungen nur der Aluminiumrohling umgeformt wird. Der Hub des Stempels beträgt nach dem Kontakt mit der Probe 29,4 mm. Ein Auswerfer, der den Durchmesser des Entlastungsstutzens, also den minimalen Durchmesser des Bauteils, besitzt, stößt das gefügte Bauteil aus. Durch die Umformung erfolgt eine deutliche Erwärmung des Bauteils. Nach dem Abkühlen folgen unterschiedliche Untersuchungsschritte (siehe Kapitel 5.4) zum Analysieren der entstandenen Verbindung.

Im Rahmen der Voruntersuchungen wurde die Temperatur in der Fügezone analysiert. Sogar bei auf 100°C vorgeheizten Proben wird die Schmelztemperatur von Aluminium nicht erreicht. Dies bedeutet, dass auch kein klassisches Schmelzschweißverfahren in der Fügezone vorliegt. Die Temperaturen wurden mit der handelsüblichen Software DEFORM-2D simuliert und durch Thermoindikatoren im Fügespalt validiert. Weitere Details finden sich in Kapitel 6.2 und [Gro17*].

5.4 Darstellung der Auswertemethoden

In diesem Abschnitt werden alle in der Arbeit genutzten Auswertemethoden dargelegt. Beschrieben werden sowohl die Präparation der gefügten Bauteile als auch die notwendigen Messinstrumente. Alle hier aufgezeigten Methoden führen zur Zerstörung der Bauteile.

5.4.1 Quantitative Auswertemethoden der Verbundfestigkeit

Die quantitative Auswertung der Verbundfestigkeit wird auf unterschiedliche Weisen durchgeführt. Wissenschaftlich interessant ist die Analyse der erzielbaren Verbundfestigkeit des Stoffschlusses. Diese wird anhand der kritischsten Belastung des Bauteils, der Zugbelastung, analysiert. In Abbildung 5-8 sind die unterschiedlichen Messmethoden mit Geometriedaten dargestellt.

Der Stahl- und Aluminiumzylinder wird fließgepresst (a). Aus den gefügten Zylinderbauteilen werden $(3,0 \pm_{0,0}^{0,5})$ mm dicke Segmente mit einem Nasstrennschleifer herausgetrennt und mit Siliziumkarbidpapier auf $(3,00 \pm 0,05)$ mm Dicke nass heruntergeschliffen. Diese U-förmigen Segmente werden in zwei Hälften getrennt, damit Stahl und Aluminium bei der Messung nicht durch Deformationen verkleben. Die Zugprüfmaschine „Zwick Roell 100“ klemmt im gestreiften Bereich der Proben (a) und misst die Zugkraft bis zum Versagen des Verbundes. Das Versagen der hochfest verbundenen Bauteile ist spröde. Aus den Kraftmessungen wird die Verbundfestigkeit, also Bruchspannung berechnet, indem diese auf den individuellen Querschnitt jeder einzelnen Probe bezogen wird. Um die Reproduzierbarkeit bzw. allgemein die Streuungen mit zu berücksichtigen, werden Verbundfestigkeitsangaben in

dieser Arbeit immer aus mindestens fünf unterschiedlichen mit dem gleichen Parametersatz gefügten Bauteilen und mindestens sieben Messungen ermittelt.

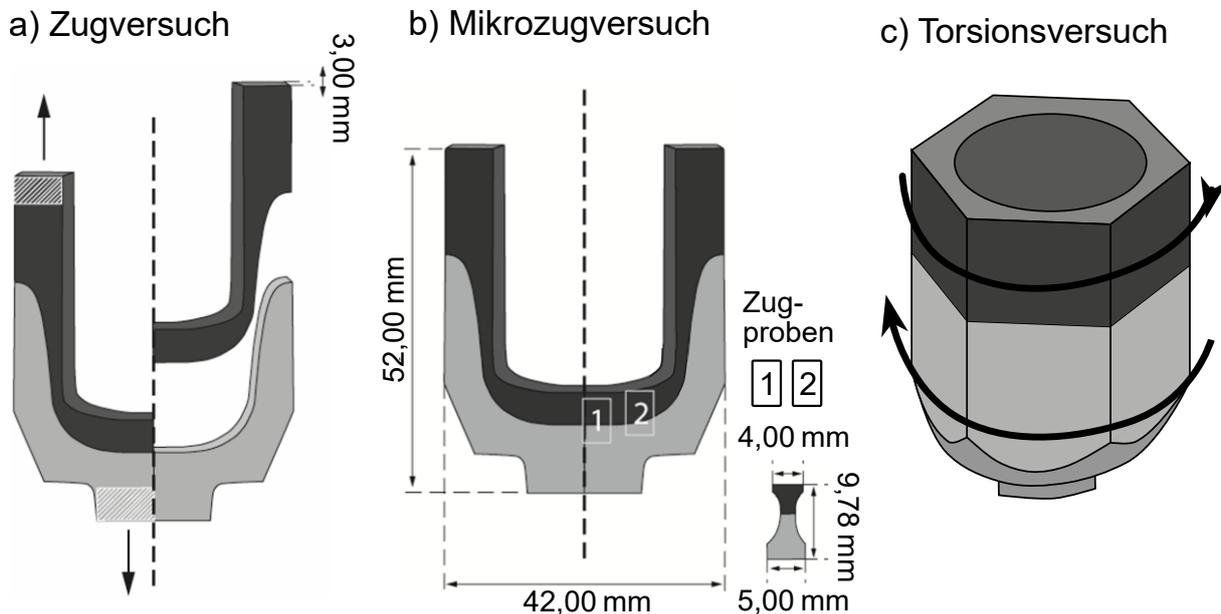


Abbildung 5-8 Darstellung der Messmethoden zur Prüfung der resultierenden Verbundfestigkeit nach dem Kaltfließpressschweißen a) Makroskopischer Zugversuch eines 3 mm Segments, b) Mikrozugproben werden aus einem Segment heraus drahterodiert, c) Torsionsversuch der gesamten Probe

Zusätzlich zu dieser makroskopischen Zugprüfung, werden an Stelle 1 und 2 Mikrozugproben aus den 3 mm breiten Segmenten am MPIE in Düsseldorf herauspräpariert (Abbildung 5-8 (b)). Dies dient dazu, die lokale Zugfestigkeit der Schweißnaht zu bestimmen. Auch hier werden mindestens drei unterschiedliche Bauteile und sechs Messungen zur statistischen Absicherung mit einer Zugprüfmaschine der Firma Kammrath & Weiss GmbH (Maximale Kraft 5 kN) analysiert.

Für industrielle Anwendungen sind Verbundfestigkeiten, die der realen Bauteilbelastung entsprechen, interessant. Die typische Belastung des zylindrischen Bauteils ist eine Torsionsbelastung. Die Torsionsprüfung wird an abgefrästen Bauteilen durchgeführt, damit durch ein Klemmen des Bauteils keine Schädigung oder Verstärkung des Verbunds erzeugt wird. Das Abfräsen der äußersten Kanten hat keinen Einfluss, da in diesem Bereich aufgrund der fehlenden Kontaktnormalspannung kein Stoffschluss erzielt wird. (vgl. Abbildung 5-8 c)

5.4.2 Qualitative Auswertemethoden

Die qualitativen Auswerteverfahren sind mikroskopische Analysen der stoffschlüssig gefügten Bauteile. Da entlang der Fügenaht unterschiedliche tribologische Lasten entstehen, wird diese in unterschiedliche Bereiche eingeteilt. Abbildung 5-9 zeigt die fünf Abschnitte, die entlang der Fügenaht unterschieden werden. Die Präparation erfolgt mit klassischen metallographischen Mitteln. Das Trennen der Proben zunächst in Hälften und dann Segmente erfolgt mit dem Nasstrennschleifer. Das Schleifen wird mit SiC unterschiedlicher Körnung durchgeführt. Daraufhin folgt eine Politur. Die Politur kann bis zu einer Feinheit von kleiner als 1 µm mittels Oxidpolitursuspension durchgeführt werden. Eine quantitative Auswertung der Bruchoberflächen ist aufgrund der notwendigen hohen Auflösung nicht realisierbar.

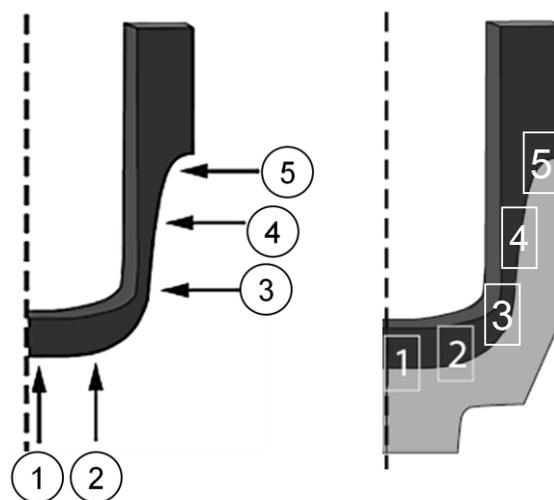


Abbildung 5-9 Fünf relevante Positionen zur mikroskopischen Analyse, links zur Auswertung der Bruchflächen und rechts zur Analyse des Querschliffs für hochauflösende elektronenmikroskopische Messungen

Bruchflächenanalyse - Materialübertrag

Die Bruchflächen, die bei den Zugprüfungen der Bauteile entstehen, werden hochauflösend unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) analysiert. Zum Einsatz kommen das Jeol JSM 6610LV, das Zeiss Ultra SE und das Zeiss Supra 55 VP. Im REM stehen drei unterschiedliche Detektoren zur Verfügung. Der Sekundärelektronen- (SE), Rückstreuerelektronen- (BSE) und energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) - Detektor. Der SE-Detektor hat

die höchste Auflösung und zeigt die Oberflächenstrukturen der Bruchflächen detailliert. Der BSE-Detektor zeigt Unterschiede in der Kristallstruktur, indem er die rückgestreuten Elektronen analysiert. In dieser Arbeit sind dies im wesentlichen Materialkontraste. Die Materialkontrastaufnahmen werden mittels eines MATLAB-Skripts auf den Anteil des auf die Stahlschicht übertragenen übertragenden Aluminiums auf der Stahlseite analysiert. Das hierzu genutzte Skript wird in Anhang A4 vorgestellt. Der EDX-Detektor kann lokal aufgelöst die Materialzusammensetzung bestimmen und einen ersten Hinweis auf die vorhandenen chemischen Elemente (z.B. Fe und Al) geben. Aufgrund der Herausforderung, im REM leichte Elemente wie Kohlenstoff (C) und Sauerstoff (O) zu analysieren, ist die quantitative Auswertung jedoch kritisch zu hinterfragen. [Haw19] Darüber hinaus kann durch eine Betrachtung der Bruchflächen keine quantitative Aussage über die Verbindungsfestigkeit des anhaftenden Materials getätigt werden.

Querschliffanalyse

Der Querschliff der Fügenaht wird im REM mit den gleichen Methoden wie die Bruchflächen untersucht. Hochauflösendere Aufnahmen werden mit dem Rastertransmissionselektronenmikroskop (STEM) Thermo Fischer Scientific Titan Themis 60-300 angefertigt. Im STEM werden wenige Nanometer dicke Elektronen-transparente Proben, sogenannte Lamellen, untersucht. Bei entsprechender Probenqualität ist eine Auflösung der atomaren Struktur möglich [The20]. Die STEM-Lamelle wird dazu mittels eines fokussierten Ionenstrahls (FIB) im FIB- REM Thermo Fischer Scientific Helios 600i aus der größeren gefügten Stahl Aluminium Probe herauspräpariert. Die STEM bietet weiter die Möglichkeit der Elektronenenergieverlustspektroskopie (EELS). Mittels EELS wird die chemische Zusammensetzung organischer und anorganischer Verbindungen sowie der Bindungszustand analysiert. [Wil96]

6 FE-Simulation des Kaltfließpressschweißens

Die numerische Modellbildung mittels Finite Element Methode (FEM) erfolgt mit dem Simulationsprogramm DEFORM®. Es ist ein speziell für die Massivumformung und das mechanische Fügen entwickeltes Simulationsprogramm mit einem stabilen Neuvernetzungsalgorithmus, der insbesondere bei hohen Umformgraden, wie sie in der Massivumformung auftreten, notwendig ist. [DEF23]. Die Berechnung erfolgt in impliziten Lösungsschritten. Das FE-Modell des Fügeprozesses liefert für das Kaltfließpressschweißen zusätzliche Kenngrößen im Fügepalt, die aufgrund der hohen Kräfte nicht oder nur mit sehr hohem Aufwand experimentell ermittelt werden können. Die Frage nach den lokalen Kontaktzuständen im Fügepalt beim Kaltfließpressschweißen wird so durch die Simulation beantwortet.

6.1 Aufbau des Simulationsmodells

Die Modellierung des Voll-Vorwärts-Napf-Rückwärts Umformprozesses erfolgt aufgrund der Geometrie rotationssymmetrisch. Die Fließkurven werden wie in Kapitel 0 beschrieben experimentell ermittelt und als neues Material in DEFORM® integriert. Werkzeug-Geometriedaten sind analog zu den Konstruktionsdaten aus [Woh16b] implementiert. Für die Modellierung der Reibung wird das Reibfaktormodell verwendet, da das Coulomb'sche Modell bei hohen Drücken, die in der Kaltmassivumformung üblich sind, zu unrealistischen Scherspannungen führen kann. [Pöh04] Der Reibungsfaktor m wurde mit 0,04 für den Aluminium-Werkzeug-Kontakt und 0,08 für den Stahl-Werkzeug-Kontakt gemäß den DEFORM®-Voreinstellungen festgelegt. [Jef15] Der Kontakt zwischen den Aluminium- und Stahlproben wurde mit einem Reibfaktor von 0,9 gewählt, da dies die hohe Reibung simulieren soll, die bei der Bildung der Kaltpressverschweißungen auftritt. Die Werkzeuge werden elastisch modelliert, die Werkstücke Aluminium und Stahl plastisch (siehe auch [Woh16b]). Abbildung 6-1 zeigt das Simulationsmodell sowie den Aufbau des Werkzeugs.

Die Schrumpfringe, auch Armierung genannt, sind notwendig, damit die Matrize den hohen Innendrücken standhält, die beim Kaltumformen auftreten. Durch das Einpressen oder Einschrumpfen der Matrize in Armierungsringe ist die Matrize vorgespannt. [Lie12] Dieses Einpressen wird in vorgelagerten Simulationen berechnet, damit die Vorspannungen aus dem Experiment in der Simulation berücksichtigt werden können.

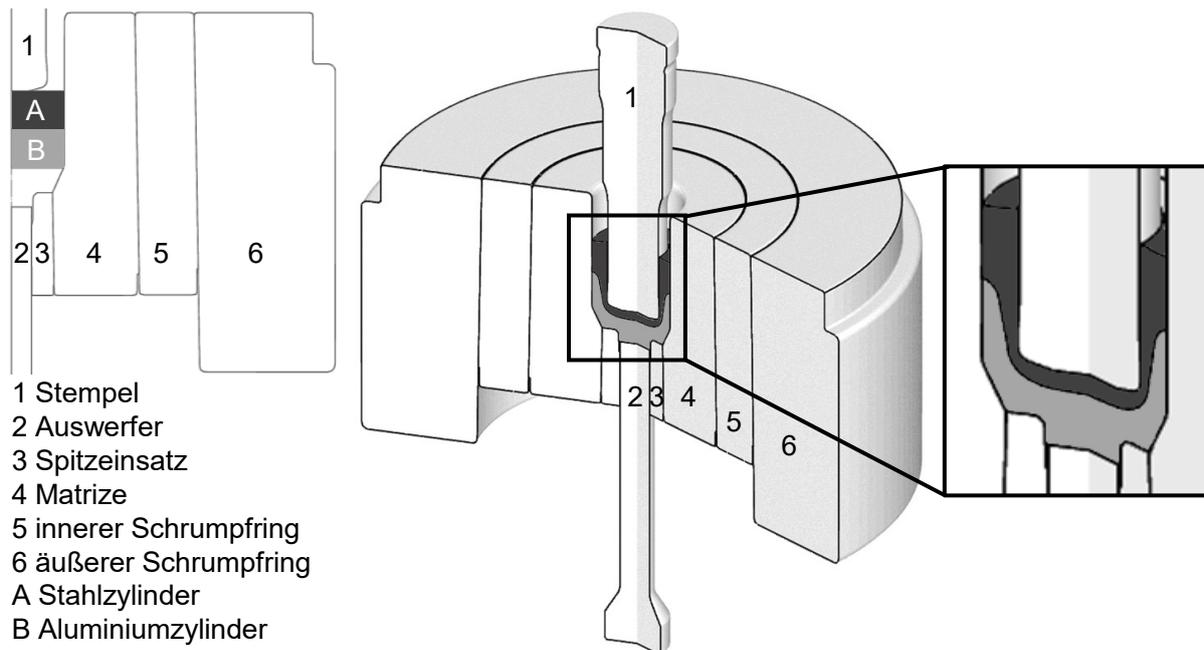


Abbildung 6-1 Darstellung des 2D-Simulationsmodells und Aufbau des Kaltfließpressschweißwerks in DEFORM-2D links: vor der Umformung, Mitte und rechts nach der Umformung

6.2 Validierung des Simulationsmodells

Bei der Validierung des Simulationsmodells werden festgelegte Hauptkenngrößen mit dem Realprozess verglichen, um die Genauigkeit der Simulation zu überprüfen. Folgende Aspekte sind hierfür zu betrachten.

Bei den in der Massivumformung auftretenden hohen Umformgraden ist eine Neuvernetzung zwischen den Berechnungsschritten notwendig, damit keine zu große Verzerrung der Elemente auftritt. [Zim22] Es wird geprüft, dass trotz Neuvernetzung das Volumen stabil bleibt. Bei der Prüfung weicht das Volumen nach der Umformung um weniger als 1 % von dem Volumen vor der Umformung

ab, was als hinreichend genaue Abbildung des realen Umformprozesses beurteilt wird.

Aus der Literatur ist weiter bekannt, dass Kontaktnormalspannungen und Oberflächenvergrößerungen maßgeblich für die Ausbildung einer belastbaren Verbindung sind. Über beide Größen kann ein Prozessfenster erstellt werden, in dem dargestellt ist, unter welchen Bedingungen eine Kaltpressschweißung erzielt wird [Woh16b]. Das Wissen über die lokalen Werte der Kontaktnormalspannung und Oberflächenvergrößerung im Verlauf des Fügespalt ist wesentlich zur Beurteilung, unter welchen Bedingungen ein Stoffschluss entsteht. Durch eine Konvergenzanalyse wird analysiert, dass die Kenngrößen Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung sich durch die Feinheit des Netzes nicht mehr verändern. Die Werkstücke werden nach [Ger15*] mit 3700 Elementen vernetzt. Die Rechenzeit der Simulation beträgt dabei ca. 20 h (Precision T1700 mit Prozessor Intel(R) Core(TM) i7-4790 und 32,0 GB Arbeitsspeicher). Die experimentellen und numerischen Kraftverläufe stimmen durch die Verwendung der experimentell ermittelten Fließkurven gut überein (siehe auch [Woh16b]). Ergebnis der Konvergenzanalyse ist, dass bei diesen Einstellungen die Kenngrößen nicht von der Elementgröße beeinflusst werden.

Außerdem wird die mittels FE-Analyse ermittelte Temperatur im Fügespalt durch thermochrome Schmierstoffe experimentell validiert. Weitere Details zu dieser Messmethode und den Schmierstoffen selbst können in [Vol23] gefunden werden. Abbildung 6-2 aus [Gro17*] zeigt die Temperaturverläufe direkt nach der Umformung. Lokal werden bis zu 350°C gemessen. Nach drei Sekunden hat sich der Temperaturverlauf entlang der Fügenaht homogenisiert. Die thermochromen Schmierstoffe können nur einmalig nach der Umformung ausgelesen werden, weshalb die experimentellen Messungen nur die lokal höchsten Temperaturen anzeigen. Der experimentell auswertbare Temperaturbereich stimmt mit den numerischen Ergebnissen der im Fügespalt herrschenden Temperaturen überein. Die Ergebnisse zeigen weiter, dass die Schmelztemperatur des Aluminiums nicht erreicht wird, also kein Schmelzschweißen vorliegt. Weitere Ergebnisse sind in [Gro17*] ausgeführt.

Zusammenfassend kann geschlossen werden, dass die Validierung der unterschiedlichen Größen zeigt, dass eine hinreichend genaue Abbildung des Umformprozesses mittels FEM möglich ist. Zusätzliche Kenngrößen, die experimentell nur schwer zu ermitteln sind, können somit ausgewertet werden. Wie die relevanten Kenngrößen ermittelt werden, wird im folgenden Kapitel beschrieben.

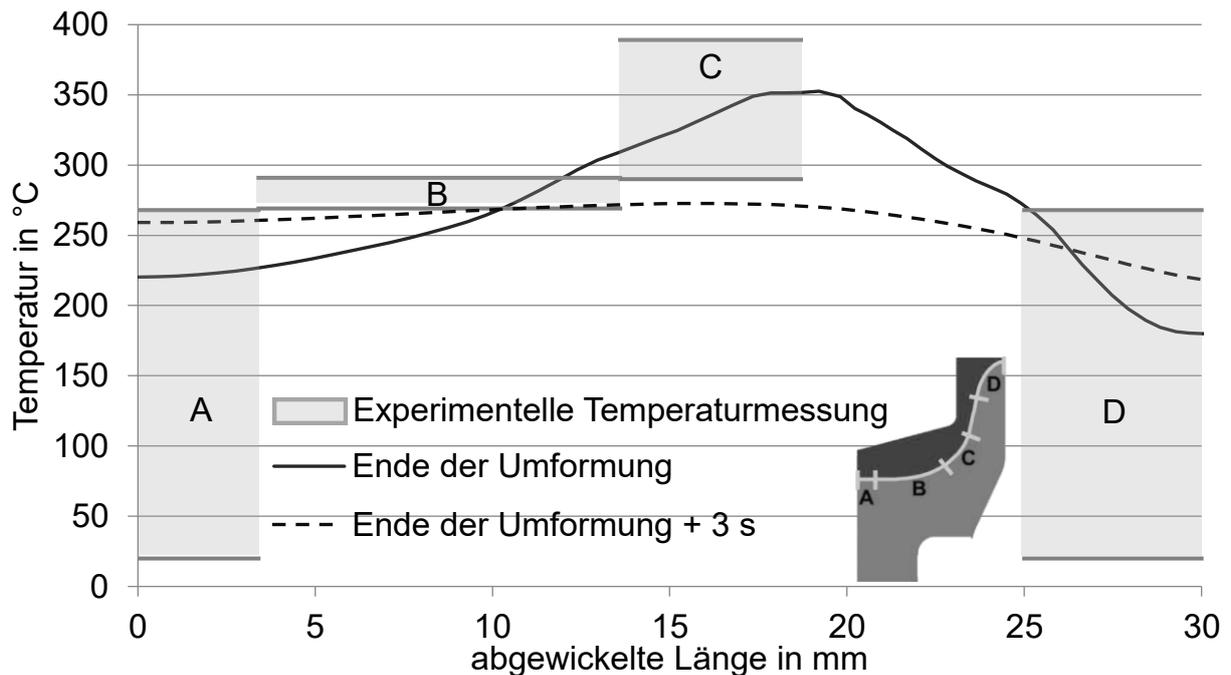


Abbildung 6-2 Vergleich zwischen experimentell und mittels FE Simulation ermittelter Temperatur im Fügespalt nach [Gro17*]

6.3 Ausgewertete Größen

Der Prozess wird mit unterschiedlichen Werkstoffen abgebildet. Aus jeder FE-Simulation werden die für das stoffschlüssige Fügen relevanten Größen ermittelt. Diese sind für das von Wohletz entwickelte Prozessfenster [Woh16b] und die theoretische Berechnung nach Bay [Bay85b] die Kontaktnormalspannung (KNS) und die Oberflächenvergrößerung (OV).

Zur Berechnung der Oberflächenvergrößerung aus den Simulationsdaten werden die Positionen der Knotenpunkte der finiten Elemente entlang der Fügezone ausgewertet. Auf Grund der Rotationssymmetrie des Bauteils erfolgt

die Simulation in Zylinderkoordinaten. Die KNS wird zu jedem Berechnungszeitpunkt an jedem Punkt entlang der Fügenaht bestimmt. Alle Daten werden als Kenngrößen aus DEFORM-2D in eine .csv Datei exportiert. Die Koordinaten des Knotenpunktes n im Zeitschritt i werden im Folgenden mit $r_{n,i}$ und $z_{n,i}$ bezeichnet. Das von benachbarten Knotenpunkten gebildete Oberflächenelement $A_{n,i}$ ist die Mantelfläche eines Kegelstumpfes:

$$A_{n,i} = \pi(r_{n,i} + r_{n-1,i})\sqrt{(r_{n,i} - r_{n-1,i})^2 + (z_{n,i} - z_{n-1,i})^2}$$

Die Oberflächenvergrößerung $Y_{n,i}$ wird aus den Oberflächenelementen wie folgt berechnet:

$$Y_{n,i} = \frac{A_{n,i} - A_{n,0}}{A_{n,0}}$$

Aus den Berechnungen können OV und KNS zu jedem Zeitpunkt des Umformprozesses an jedem Punkt entlang der Fügenaht aufgetragen werden. Dies ist exemplarisch in Abbildung 6-3 dargestellt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit ist der Betrag der KNS dargestellt.

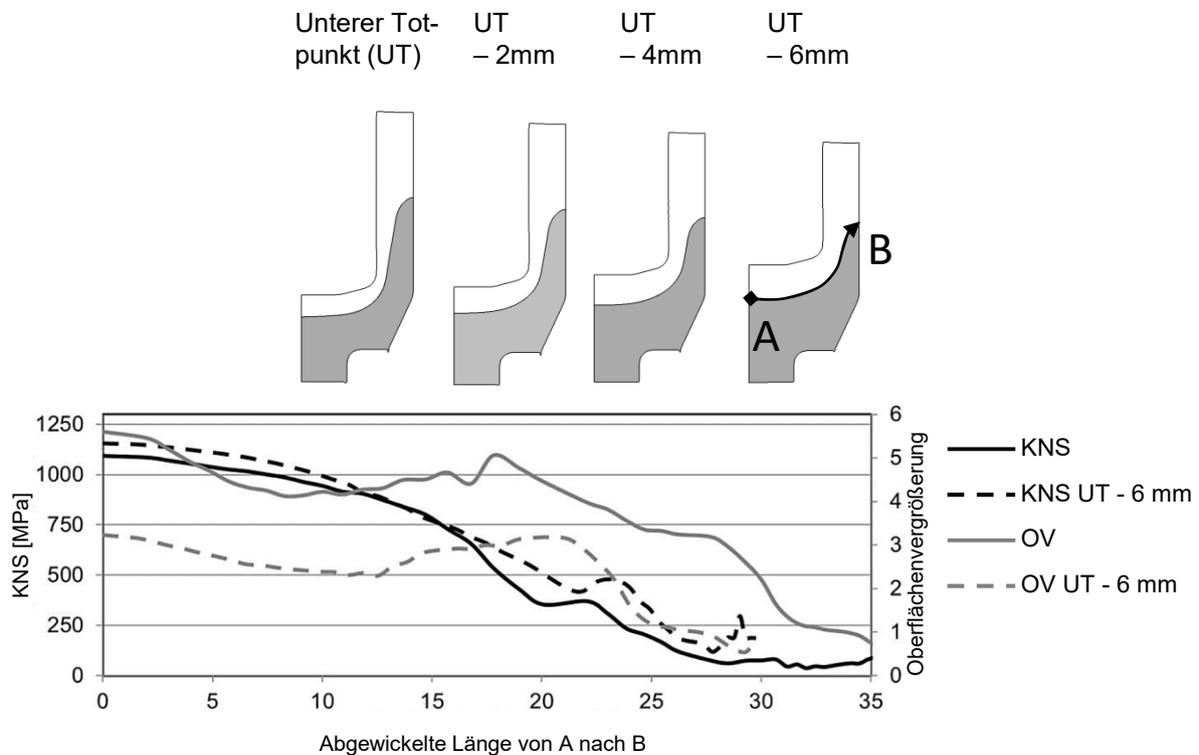


Abbildung 6-3 Umformstadien bei unterschiedlichen Stempelzustellungen in 2 mm Schritten von 29,4 (UT) bis 23,4 (UT - 6 mm) (oben) sowie Kontaktnormalspannung

und Oberflächenvergrößerung aufgetragen über der abgewickelten Länge der Fügenaht einer Probe aus EN AW 6082 T6 und 1.0401 bei UT und UT – 6 mm (unten) [Ger19a*]

Aus den ausgewerteten Größen kann abgeschätzt werden, ob eine stoffschlüssige Verbindung global oder lokal erzielt werden kann. Die Simulationsergebnisse zeigen, dass KNS und OV in der Probenmitte (Position A entspricht 0 mm) am höchsten sind. Außerdem ist die KNS bei einem Stempelweg von 23,4 mm nahezu gleich hoch wie beim Verfahren des Stempels bis zum unteren Totpunkt. Die Oberflächenvergrößerung steigt durch weitere Umformung hingegen deutlich an.

Eine genaue Vorhersage über die resultierenden lokalen oder globalen Verbundfestigkeiten ist für das Kaltfließpressschweißen mit diesem Modell noch nicht möglich. Deshalb ist die Ergänzung der Simulation durch Experimente sinnvoll. Liegt keine KNS oder ausreichende OV vor, wird kein stoffschlüssiger Verbund erzielt (ab ca. 25 mm abgewickelter Länge für die Umformung bis zum UT).

6.4 Grenzen des Simulationsprogramms

Wie in Kapitel 2.4 beschrieben existieren in der Forschung bereits spezielle Berechnungsmodelle für das Kaltpressschweißen, wie das „bonding interface element“, das spezielle Elemente und Bedingungen in der Fügezone und so das Verschweißen und Lösen der Verbindung beschreibt. [Kha19b] Dies bietet den Vorteil, eine lokale Aussage über die Verbundfestigkeit zu jedem Zeitpunkt der Umformung tätigen zu können. Solche Modelle sind derzeit in DEFORM® nicht implementiert. Die FE-Simulation dieser Arbeit nutzt deshalb für die Analyse des Verbunds und der Entstehung übliche tribologische Lasten wie Kontaktnormalspannung und Oberflächenvergrößerung. Vorteil dieser Betrachtungsweise ist, dass die im Rahmen dieser Arbeit genutzte Methode auch auf andere FE-Programme übertragen werden kann. Auf diese Übertragbarkeit wird in Kapitel 10 eingegangen. Es bestätigt sich, dass die Simulation die Prozessauslegung einer neuen Anwendung vereinfacht. Eine lokale Aussage darüber, wo ein Verbund entsteht, ist derzeit jedoch nur mit Unterstützung experimenteller Analysen möglich. Für die Stahl-Aluminium-

Kombination in dieser Arbeit können die Werte auf andere Kaltpressschweißverfahren übertragen werden. Für andere Materialkombinationen müssten die Grenzwerte neu experimentell und simulationsgestützt ermittelt werden.

Weiter sind in Abbildung 6-4 eine Geometrie der mittig getrennten realen Bauteile und die aus der Simulation vorhergesagten Materialgrenzen beispielhaft für die Materialkombination Al Si 1,3 T6 mit 1.0401 dargestellt. Diese Ergebnisse wurden vorab in [Ger19c*] veröffentlicht.

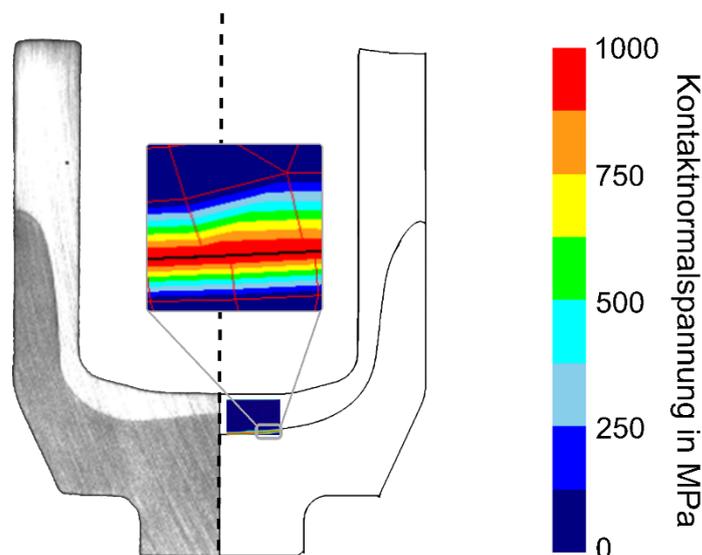


Abbildung 6-4 Vergleich von Realbauteil (links) und Simulation (rechts) sowie resultierender Spannungszustand im Zentrum des Bauteils aus der Materialkombination 1.0401 und Al Si 1,3 T6

Es ist ersichtlich, dass die Außenabmessungen und die sich frei ausbildenden Fügenähte entlang der Napfseiten trotz geringfügiger Schwankungen bei der Präparation des Bauteils im Rahmen der Messgenauigkeit übereinstimmen. Geringfügige Abweichungen des sich frei ausbildenden Materialflusses sind im Zentrum des gefügten Napfs erkennbar. Dies stellt eine Grenze der Abbildungsgenauigkeit der Simulation dar. Je höher die Fließgrenze des Aluminiums ist, desto stärker dünnt der Stahl in der Mitte des Bauteils aus. Bei der dargestellten Materialkombinationen von 1.0401 und Al Si 1,3 T6 dünnt er mittig sogar stärker aus als weiter außen am Bauteil. Auch dieses Phänomen ist umso stärker, je höher die Festigkeit des Aluminiums vor der Umformung ist, wird jedoch nicht in den Simulationen nachgebildet. Für die ersichtlichen

Abweichungen kommen unterschiedliche Gründe als Erklärung bzw. zukünftige Optimierungsmöglichkeiten in Frage:

- Implementierung der Fließkurven:
Diese sind lediglich bis zu einem Umformgrad von 0,7 experimentell ermittelt und werden anschließend extrapoliert. Die Extrapolation unterschätzt die Verfestigung des Materials, da der letzte Messwert auch bei hohen Umformgraden als konstant angenommen wird. Beim vorhandenen Modell kann dieser bis zu 3,2 betragen. Die lokalen Umformgrade der Probe sind im Anhang A3 dargestellt.
- Berechnung der Auswirkungen des hydrostatischen Spannungszustands:
In der Mitte des Bauteils entsteht bei der Kaltmassivumformung eine hohe hydrostatische Spannung. Diese ist umso höher, je höher die Festigkeit des Ausgangsmaterials ist. Der hydrostatische Spannungszustand erhöht die Fließspannung deutlich um bis zu 15 % [Bri64], was in DEFORM® nicht berücksichtigt wird.

Zusammenfassend kann geschlossen werden, dass eine Nachbildung des realen Bauteils und des Fügeprozesses mittels dieser Simulation möglich ist. Mittelfristige Verbesserungen, wie z.B. eine Fließkurve für alle vorliegenden Umformgraden aufzunehmen, können, sobald diese zu Verfügung stehen, im vorhandenen Modell hinterlegt werden. Die Abbildungsgenauigkeit würde somit weiter erhöht werden. Abgesehen von den diskutierten Optimierungsmöglichkeiten bietet das verfügbare Simulationsmodell ein gutes Instrument zur Beurteilung und Ergänzung der experimentellen Ergebnisse. Die ermittelten lokalen Kontaktzustände (Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannungen) können zur Beurteilung der Vorgänge während des Umformprozesses herangezogen werden.

7 Analyse metallphysikalischer Verbundmechanismen

In diesem Kapitel wird zunächst auf vorangegangene Arbeiten verwiesen, in welchen analysiert wird, ob ein Form- und/oder Reibkraftschluss maßgeblich zur resultierenden Verbindungsfestigkeit des Bauteils beiträgt [Gro17*]. Anschließend folgt eine Beschreibung der reproduzierbaren Herstellung hochfester Bauteile sowie der Detektion des resultierenden Stoffschlusses mittels hochauflösender EELS- und TEM-Messungen [Pet19*].

7.1 Verbund durch Form- und Reibkraftschluss

Der Anteil, den der Formschluss zur Verbundfestigkeit beiträgt, hängt im Wesentlichen von der Form der ineinandersteckenden napfförmigen Aluminium- und Stahlbauteile ab. Mikromechanisches Verhaken der rauen Fügeoberflächen wird von der Ausgangsrauheit definiert und beeinflusst auch die Reibkraft. Das Einbringen von Schmierstoff in die Fügezone verhindert den stoffschlüssigen Verbund. Das Vorgehen, Schmierstoff in die Fügezone einzubringen, dient dazu, den Anteil an der Verbundfestigkeit, den Form- und Reibkraftschluss haben, zu untersuchen. Die in [Gro17*] veröffentlichten Ergebnisse dieser Untersuchungen zeigen, dass, sobald ein Schmierstoff in die Fügezone als Kontamination eingebracht wird, die beiden Materialien direkt nach dem Fügen manuell auseinander genommen werden können bzw. auseinander fallen.

Bei beiden Probearten (mit und ohne Schmierstoff in der Fügezone) sind die Oberflächenrauheiten durch automatisiertes Bürsten gleich präpariert, sodass bei der Umformung ähnliche mikromechanische Verzahnungen auftreten können. Detaillierte Analysen lokaler Phänomene und weitere Ergebnisse zum Einfluss der Oberflächeneigenschaften, wie z.B. Struktur und Zusammensetzung, werden in Kapitel 8 ausgeführt. Bei der Analyse der resultierenden Geometrien ist kein signifikanter Formunterschied zwischen mit bzw. ohne Schmierstoff gefügten Proben feststellbar.

Bezüglich des Anteils an der Verbundfestigkeit, der durch Reibkraft resultiert, ist folgendes zu betrachten: An der Fügenaht liegt bei Stahl und Aluminium, solange diese noch innerhalb der Matrize sind, die gleiche Spannung an. Nach dem Auswerfen des gefügten Bauteils aus der Pressmatrize wird die Normalkraft im Fügespalt erheblich reduziert. Dies liegt darin begründet, dass der äußere Fügepartner aus Aluminium aufgrund des geringeren E-Moduls stärker als der innere Fügepartner aus Stahl zurückfedert. Ohne erheblichen anderen Verbundfestigkeitsanteil, wie einen Stoffschluss, entsteht also ein Spalt zwischen beiden Fügepartnern und sie fallen wie bei den Versuchen mit zusätzlichem Schmierstoff als Trennmittel auseinander.

Aus den Ergebnissen dieser Untersuchungen kann geschlossen werden, dass Formschluss, reibkraftschlüssiger Pressverbund und auch lokale Phänomene wie mikromechanische Oberflächenverzahnung keinen relevanten Anteil zu der resultierenden Verbundfestigkeit beitragen.

7.2 Herstellung eines hochfesten Verbunds

Teile der hier dargestellten Ergebnisse wurden bereits in [Pet19*] veröffentlicht. Das gefügte Bauteil wird wie in Kapitel 5.3 beschrieben hergestellt. Die im Handel erworbene Aluminiumlegierung EN AW 6082 ist auf den Wärmebehandlungszustand mit der höchsten Härte (T6) gegläht. Der Stahl 1.0401 ist GKZ gegläht. Wie in Kapitel 2.3 beschrieben, ist beim Fügen hochfester Bauteile durch Kaltfließpressschweißen der Zustand der Oberfläche entscheidend. Das auf den Stoffschluss hin untersuchte Bauteil wird nach der erstmals durch Wohletz in [Woh16b] beschriebenen Oberflächenpräparationsmethode Ätzen präpariert. Durch den Ätzprozess sind die Dicken der Deckschichten (Oxidschichten und Kontaminationen) wie in der Literatur empfohlen deutlich reduziert [Bay85b, Zha92]. Weitere Details zum Einfluss der Oxidschichtdicke und Kontamination finden sich in Kapitel 8. Diese Prozesskette wird für sieben Bauteile wiederholt, damit an den reproduzierbar gefügten Bauteilen unterschiedliche Analysen zum Nachweis des Stoffschlusses durchgeführt werden können.

7.3 Experimenteller Nachweis der Verbundfestigkeit durch Stoffschluss

Die Bauteile, die reproduzierbar mit hoher Verbundfestigkeit gefügt sind, werden, wie in Kapitel 5.4 beschrieben, analysiert. Die Simulation gibt Hinweise, in welchem Bereich eine Probenentnahme zur Analyse des Stoffschlusses sinnvoll ist.

Abbildung 7-1 zeigt die mittels FEM bestimmte Oberflächenvergrößerung (OV) und Kontaktnormalspannung (KNS). Es können drei Bereiche A, B und C voneinander unterschieden werden, die sich durch unterschiedliche Kombination der Höhe der Kontaktnormalspannung und Oberflächenvergrößerung unterscheiden.

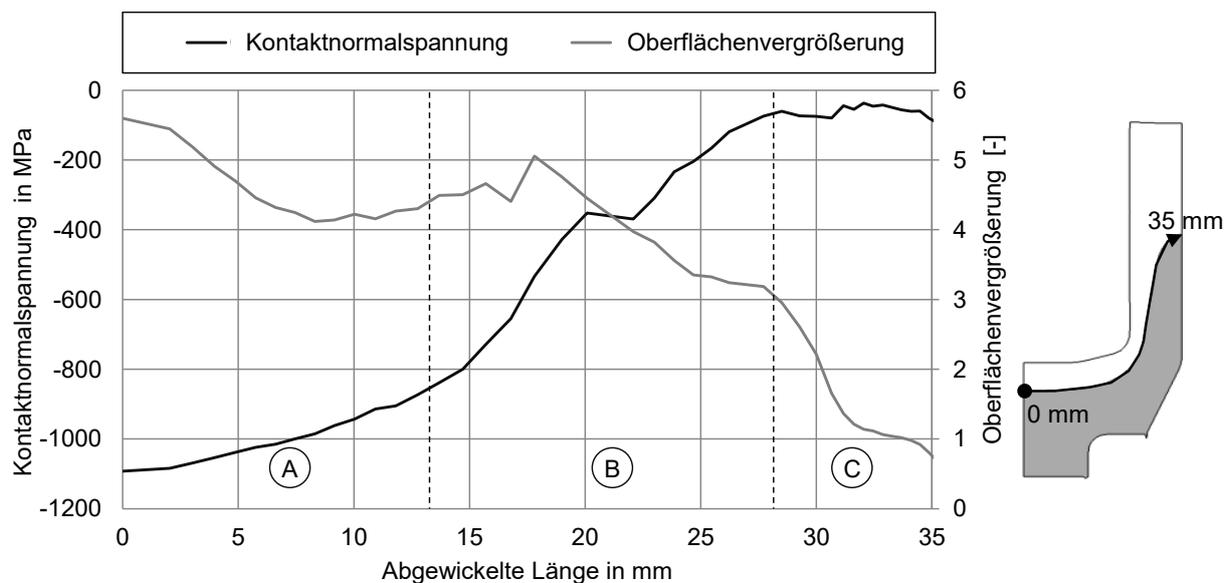


Abbildung 7-1 Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung entlang der Füge-naht aus der FE-Simulation

In Abbildung 7-2 sind die Verbundfestigkeit und der Materialübertrag in Abhängigkeit von der Position entlang der Füge-naht dargestellt. Zunächst ist ersichtlich, dass im Bereich C bzw. an Position 5 kaum Materialübertrag und somit kein stoffschlüssiger Verbund entsteht. Hier liegt nahezu keine KNS mehr an und auch die OV sinkt stark ab. In Bereich A, also am realen Bauteil an Position 1 und 2, steigt die OV bei sehr hoher KNS von der Mitte der Probe nach außen deutlich an. Hier kann mittels Mikrozugproben die Verbundfestigkeit lokal

an realen Bauteilen gemessen werden. Die experimentellen Ergebnisse untermauern die Simulationsergebnisse. Die an Position 2 gemessenen Verbundfestigkeiten von fünf Proben (10 Messungen) betragen im Durchschnitt $(295,4 \pm 35,6)$ MPa.

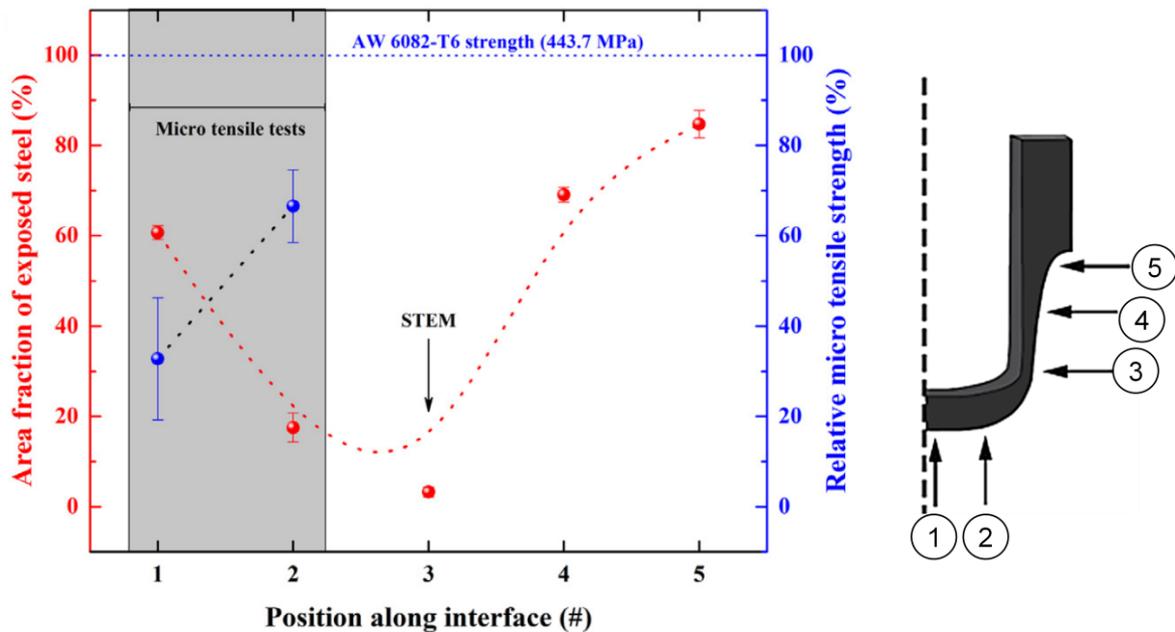


Abbildung 7-2 Verbundfestigkeit und Materialübertrag entlang der fünf Positionen der Fügenaht [Pet19*] (links) Darstellung der Positionen entlang der Fügenaht (rechts)

Eine hohe Verbundfestigkeit ist beim Hinzuziehen der Literatur, wie z.B. des theoretischen Modells zum Errechnen der Verbundfestigkeit nach Bay, an Stellen hoher KNS und OV zu vermuten [Bay85b]. Überträgt man diesen Zustand in das von Wohletz entwickelte Prozessfenster [Woh16a], ist diese von Position 1 nach Position 2 anwachsende Verbundfestigkeit bei erhöhter OV zu erwarten.

Position 3 befindet sich in Bereich B etwa bei einer abgewickelten Länge von 18 mm (vgl. Abbildung 7-1). Hier sind Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung sehr hoch, was auf eine hohe lokale Verbundfestigkeit schließen lässt. Aufgrund der geringen geometrischen Abmessungen des Bauteils an Position 3 kann hier keine Mikrozugprobe entnommen werden. Dies ist der Ort, an dem die Stahloberfläche nach der makroskopischen Zugprüfung und Analyse der Bruchflächen bzw. des Materialübertrags mit 98,7% von

Aluminium bedeckt ist. Da bereits an Position 2 eine sehr hohe Verbundfestigkeit messbar ist, wird aufgrund des hohen Materialübertrags vermutet, dass diese an Position 3 weiter gesteigert werden kann. An dieser Position wird deshalb die Probe zur Analyse der Bindung mittels hochauflösendem STEM entnommen.

7.4 Nachweis der stoffschlüssigen Bindung mittels Elektronenenergieverlustspektroskopie (EELS)

Die chemischen Eigenschaften des Aluminium-Stahl-Verbunds werden mit einer Kombination aus aberrationskorrigierter Rasterelektronenmikroskopie (STEM) und Elektronenenergieverlustspektroskopie (EELS) untersucht. Erste Ergebnisse hierzu wurden in [Pet19*] veröffentlicht. Abbildung 7-3 zeigt in b) die TEM-Lamelle, die der Fügenaht an der Stelle mit den höchsten Kontaktnormalspannungen und Oberflächenvergrößerungen entnommen wurde. In Abbildung 7-3 a) und c) sind oben STEM-Aufnahmen von Ausschnitten dargestellt, die unterschiedliche Zusammensetzungen im EDX (unten) zeigen. Abbildung 7-4 zeigt die STEM Aufnahmen im Detail (oben) und EELS Kartierungen der markierten Ausschnitte (unten). Die EELS Messungen bestätigen, dass es sich um sauerstoffarme (a) und sauerstoffreiche (b) Bereiche handelt. Der Großteil der Grenzfläche ist sauerstofffrei. Eisen (Fe)Grundmaterial- und Aluminium- (Al)Grundmaterialkristalle grenzen direkt an der Fügenaht aneinander. In den STEM Aufnahmen kann die Kristallstruktur aufgelöst werden. Insbesondere wird dabei keine intermetallische Phase identifiziert. Ähnlich wie bei einer kovalenten Bindung teilen sich Al-Fe-Atom-Paare die Elektronenwolke ihrer äußeren Valenzelektronen. Dieser in der Al-L_{2,3}-Kante identifizierbaren Bindung wird die für den Stoffschluss typische erhöhte Grenzflächenadhäsion zugeschrieben [Ric99]. Eisenoxidsegmente, wie sie von Wang et al. beim Querfließpressen bei erhöhten Umformtemperaturen detektiert werden [Wan22], treten nicht auf.

Das Ergebnis, dass keine intermetallische Phase detektiert wird, weicht von den Ergebnissen von Yoshida et al. ab. Seine Ergebnisse zum Napf-Rückwärts Fließpressschweißen einer Stahl-Aluminium-Kombination zeigen ein 3 nm dicke FeAl₃-Phase [Yos14]. Ein Unterschied zur hier vorliegenden Arbeit ist, dass die

Kontaktnormalspannungen beim Ausbilden der intermetallischen Phase deutlich höher (bei ca. 1200 MPa) und die Oberflächenvergrößerung bei 300% liegen [Ish10]. Die Gemeinsamkeit ist, dass bei beiden Grenzflächenarten höchste Verbundfestigkeiten mit duktilem Bruchverhalten vorliegen. Daraus wird geschlossen, dass die intermetallische Phase einerseits nicht hinderlich und andererseits kein notwendiges Kriterium zum Erzielen höchster Verbundfestigkeiten ist.

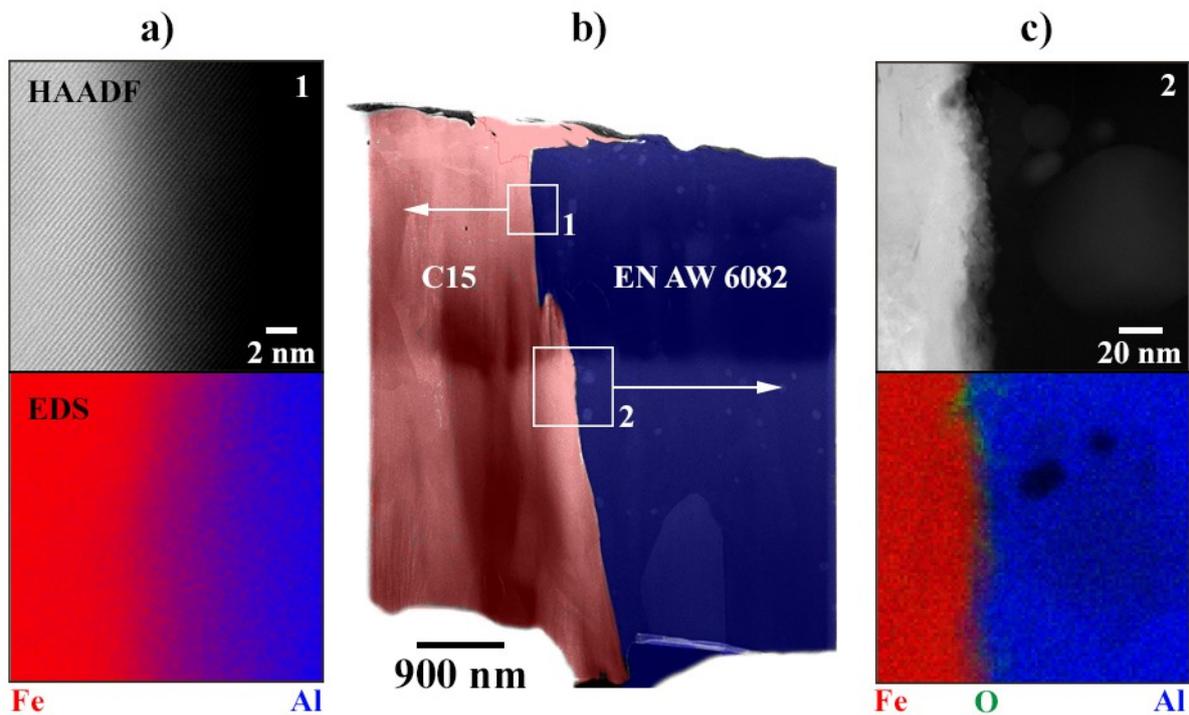


Abbildung 7-3 Ultrahochaufgelöste STEM-Aufnahme der Fügezone im Bereich der höchsten erzielbaren Verbundfestigkeit der Materialien EN AW 6082 T6 und 1.0401 GKZ. a) Aufnahme einer sauerstofffreien und c) einer sauerstoffreichen Kontaktzone. b) TEM Lamelle [Pet19*]

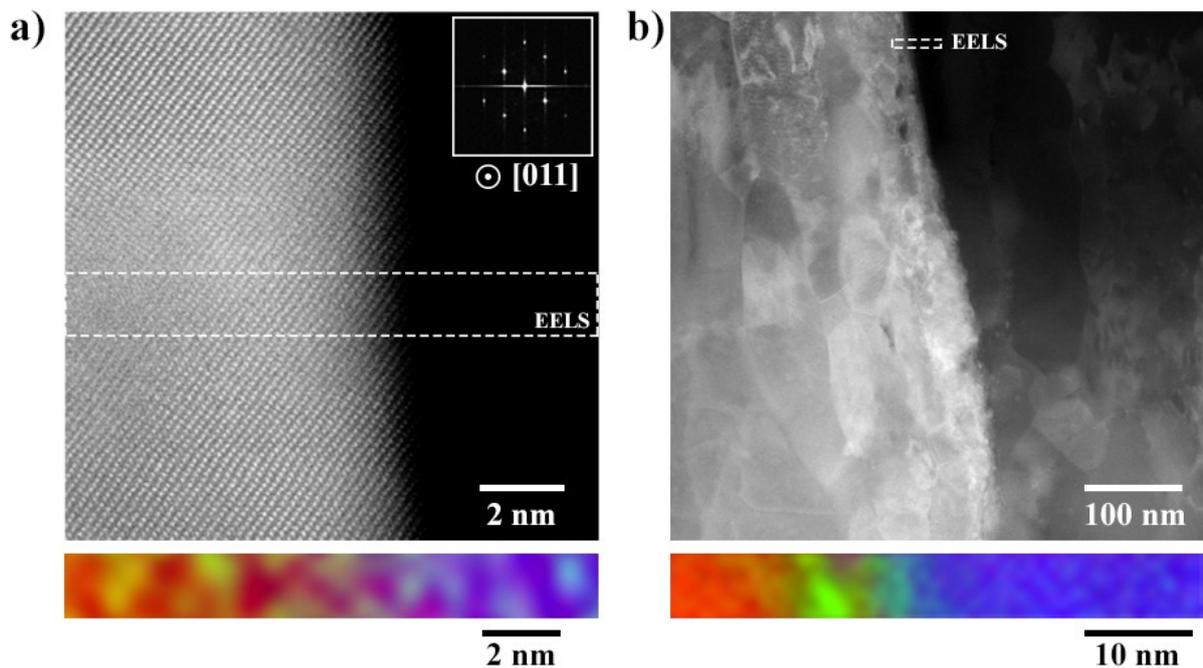


Abbildung 7-4 STEM Aufnahmen (oben) mit EELS Kartierung (unten) von Al (rot), Fe (blau), O (grün) einer sauerstoffarmen a) und sauerstoffreichen Stelle b). [Pet19*]

7.5 Zusammenfassung und Diskussion der Verbundentstehung

Basierend auf diesen Ergebnissen wurde ein auf atomarer Basis erweitertes Bay-Modell zur metallurgischen Bindungsbildung bei einem Stoffschluss von Aluminium und Stahl durch Kaltfließpressschweißen identifiziert. Der vorgeschlagene atomare Fügemechanismus ist in Abbildung 7-5 dargestellt.

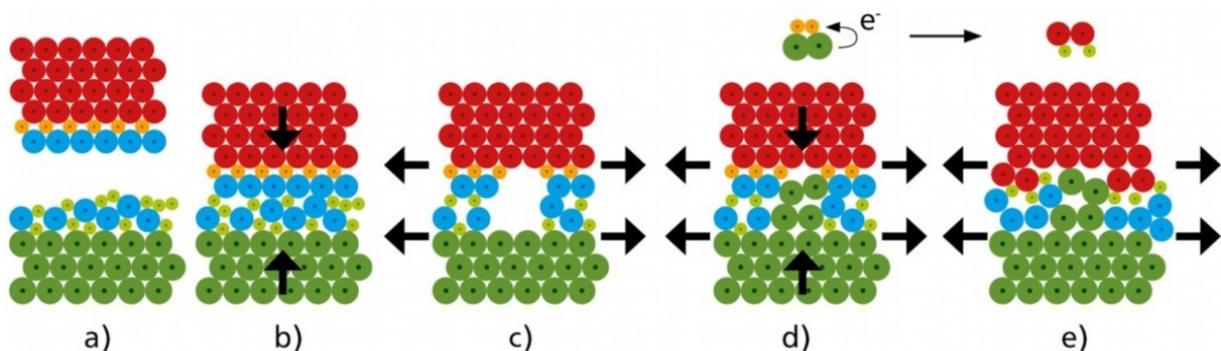


Abbildung 7-5 Vorschlag eines Fügemechanismus auf atomarer Ebene. Rot: Fe-Atome, orange: Fe-Ionen, blau: Sauerstoff-Ionen, grün: Al-Atome, hellgrün: Al-Ionen.

Zu Beginn des Umformprozesses haben beide Fügepartner eine Oxidschicht wie in a) dargestellt. Auf der Stahlseite befindet sich Eisenoxid und auf der Aluminiumseite amorphes Aluminiumoxid. Diese beiden Oxide sind als natürliche Oxide unter Umweltbedingungen kaum auf der Fügeoberfläche vermeidbar. Sobald Druck ausgeübt wird, kommen die Oberflächen in Kontakt (b)). Aufgrund dieser Kontaktnormalspannungen werden eine Verformung des Materials (plastische Verformung) und ein Reißen der Oberflächendeckschichten, hier der Oxidschichten, initiiert (c)). Der anhaltende Druck lässt das nicht oxidierte Grundmaterial des Aluminiums, das Material mit geringerer Fließspannung, durch die Risse dringen. Bis zu diesem Zeitpunkt stimmt das von Bay postulierte Modell [Bay83] mit diesem atomaren Modell überein.

Ergänzend ist folgender in d) und e) dargestellter Mechanismus von Bedeutung: In der Nähe der Oxidrisse werden Fe-Ionen durch das reaktivere metallische Aluminium zu elementarem Eisen reduziert. Die Sauerstoffionen unterstützen bei diesem Prozess den Ladungsträgertransport. Wenige Fe-O-Bindungen verbleiben in größerer Entfernung von den gerissenen Bereichen, in denen das reaktive Grundmaterial freigelegt wurde. Hier reichen die Kontaktnormalspannungen nicht aus, um Eisenoxid und Aluminium so weit anzunähern, dass die chemische Reduktion initiiert wird. In Gebieten mit großen Oberflächenvergrößerungen bleibt somit kein Sauerstoff übrig und daher kommen elementares Fe und Al in Kontakt und bilden unter hohem Druck die in Abschnitt 7.4 beschriebene Metall-Metall-Bindung, die durch die gemeinsame Nutzung ihrer Elektronen entsteht. Die gebildete Fe-Al-Bindung scheint stärker als die Fe-, O- und Al-Bindung zu sein.

8 Einfluss der Oberflächeneigenschaften

Im wissenschaftlichen Umfeld lassen sich optimale Bedingungen, aufwendige Analysen und theoretische Modelle, wie in Kapitel 7 beschrieben, mit hohem Aufwand umsetzen. Der hohe Aufwand geht üblicherweise mit hohen Kosten einher. Aus einem tiefgehenden Verständnis des Einflusses der Oberflächeneigenschaften können aufwendige Methoden an den notwendigen Stellen gezielt eingesetzt werden, um in der Industrie eine kosteneffiziente reproduzierbare Fertigung zu realisieren. Wie im Stand der Forschung beim Kaltpressschweißen dargestellt, sind hohe Schwankungen der Verbundfestigkeit problematisch und hemmen eine industrielle Umsetzung des Verfahrens.

Bei einer Oberflächenpräparationsmethode werden häufig mehrere der in Kapitel 2.5.1 genannten Parameter gleichzeitig beeinflusst. Die folgenden Untersuchungen zielen darauf ab, die Eigenschaften der Oberfläche einzeln zu bewerten. Im Rahmen der folgenden Abschnitte wird auf die Parameter Oberflächenstruktur, Eigenspannungen, Oxidschicht, chemische Zusammensetzung und Kontamination eingegangen und abschließend zusammenfassend eine Bewertung der Relevanz vorgeschlagen. Ziel ist es, ein Verständnis aufzubauen, welcher Mechanismus hinter den Eigenschaften steht und das Fügen beeinflusst, sowie die natürlich vorhandenen Schwankungen zu bewerten und ggf. zu minimieren.

8.1 Einfluss der Oberflächenstruktur

Typische Werte zur Charakterisierung der Rauheit von Oberflächen sind der Mittenrauwert R_a und durchschnittliche quadratische Rauheit R_q . Die dazugehörigen flächenbezogenen Parameter sind S_a und S_q . Neubauer et al. zeigen auf, dass die Verbundfestigkeit beim Kaltpressschweißen durch Walzplattieren vom Verhältnis der Oberflächenrauheiten R_q der Fügepartner nach dem Bürsten abhängt [Neu10]. Dabei steigt die Verbundfestigkeit von gebürsteten Oberflächen mit höherer Rauheit des Aluminiums. Diese These

wird im Folgenden mit den in Tabelle 8-1 aufgeführten Bürststrategien geprüft, um die ideale Bürststrategie für das Verfahren und die Materialien dieser Arbeit zu ermitteln.

Tabelle 8-1: Parametervariation der Bürsteinstellungen zur Analyse der Oberflächenstruktur und Eigenspannungen

Bürstkraft F [N]	Wiederholungen n [-]	Bürstenergiefaktor B_e [Nm]
50	1,3 oder 6	8,3; 12,5; 16,6
75	1,3 oder 6	24,9; 37,4; 49,8
100	1,3 oder 6	49,8; 74,7; 99,6

Bei den Versuchen werden die Bürstkraft und Bürstdauer variiert und anschließend die resultierende Oberflächenrauheit mittels des konfokalen Weißlichtmikroskops μ surf expert der Firma Nanofocus AG vermessen. Von fünf Vergleichsproben (zehn Messungen) wird die Verbundfestigkeit ermittelt. Die Streubalken sind aufgrund der Übersichtlichkeit nicht dargestellt, können jedoch in Abbildung 8-3 nachvollzogen werden.

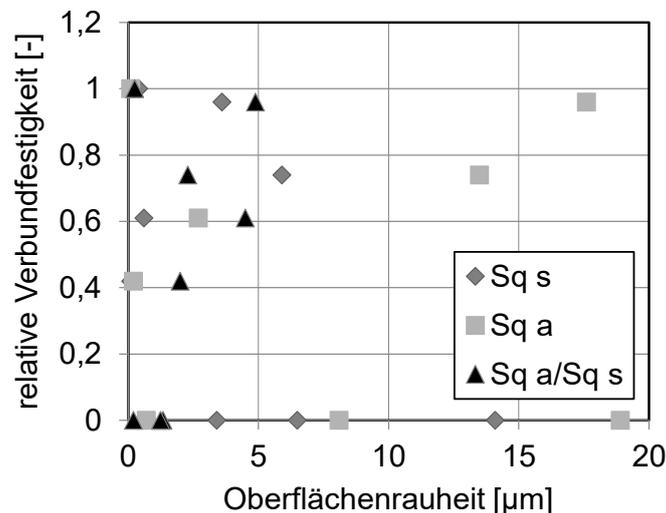


Abbildung 8-1 Relative Verbundfestigkeit in Abhängigkeit der Oberflächenrauheiten S_q des Aluminiums $S_q a$ und Stahls $S_q s$ sowie deren Verhältnis.

Die gemessenen Verbundfestigkeiten werden in Abbildung 8-1 in Abhängigkeit der ermittelten Rauheit dargestellt. Die nahezu lineare Abhängigkeit zwischen Verbundfestigkeit und Rauheit von Neubauer kann nicht nachgestellt werden. Auch andere Korrelationen, die einen Zusammenhang zwischen Verbundfestigkeit und Oberflächenrauheit aufzeigen, können nicht gefunden werden. Dies deutet darauf hin, dass eine alleinige Betrachtung der Oberflächenrauheiten im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht zielführend ist, um die Verbundfestigkeiten kaltpressgeschweißter Stahl-Aluminiumverbunde zu optimieren. Zum weiteren Verständnis der Mechanismen werden deshalb im Folgenden weitere Oberflächenzustandsparameter analysiert.

8.2 Einfluss der Eigenspannungen

Die Literatur, im Speziellen [Woh16b], legt nahe, dass die Oberflächenduktilität und somit Eigenspannungen einen erheblichen Einfluss auf die Verbundausbildung haben. Eigenspannungen des Aluminiumzylinders, die durch Kugelstrahlen entstehen, sind laut [Woh16b] die Ursache, dass kein Verbund beim gemeinsamen Fließpressen von Aluminium und Stahl entsteht. Geringe Druckeigenspannungen oder Zugeigenspannungen sollten bei der Umformung vorteilhaft sein, da der Mechanismus, der dafür sorgt, dass die Oberfläche spröde aufreißt, bei geringeren Umformgraden initiiert wird. Gemessen werden die Eigenspannungen der in Tabelle 8-1 beschriebenen Bürststrategien mittels Röntgendiffraktometrie. Die Maschinenparameter zum Vermessen der Stahl- und der Aluminiumzylinder sind in Tabelle 8-2 aufgelistet.

Tabelle 8-2 Einstellungen bei den Eigenspannungsmessungen mit dem Röntgen-Diffraktometer Stresstech-Xstress G3

Material	Kollimator-abstand	Blende	Detektor-abstand	Strom-stärke	Spannung
1.0401	12,00 mm	2 mm	50 mm	6 A	26 V
EN AW 6082 T6	17,16 mm	4 mm			

Zugeigenspannungen konnten durch Bürsten nicht erzielt werden. Die Ergebnisse der Messungen der 1.0401 Zylinder sind nahezu unabhängig von der Bürststrategie und liegen bei $-(245 \pm 6)$ MPa. Kräfte unter 100 N reinigen die nach der Wärmebehandlung dunkel erkennbare Oxidschicht nicht vollständig ab. Auch eine Steigerung der Bürstanpresskraft auf 125 N sowie eine Variation von ein bis sechs Wiederholungen führt zu Eigenspannungsmessergebnissen im gleichen Bereich. Ein Grund für die unveränderten Eigenspannungen ist, dass durch das Bürsten die notwendigen Spannungen zur Beeinflussung der Stahlrandschicht nicht aufgebracht werden können.

Die Eigenspannungen der Aluminiumzylinder aus EN AW 6082 T6 lassen sich hingegen in einer Bandbreite von ca. -25 MPa bis -125 MPa einstellen. Durch das Bürsten können gezielt niedrige Druckeigenspannungen erzeugt werden. Die Ergebnisse unterschiedlicher Bürststrategien und die daraus resultierenden Eigenspannungen sind in Abbildung 8-2 dargestellt. Die angegebene Messunsicherheit wird durch die Vermessung von drei Proben abgeschätzt. Die Eigenspannungen der Proben vor dem Bürsten, also nach der Wärmebehandlung, liegen bei $-(115,5 \pm 12,1)$ MPa.

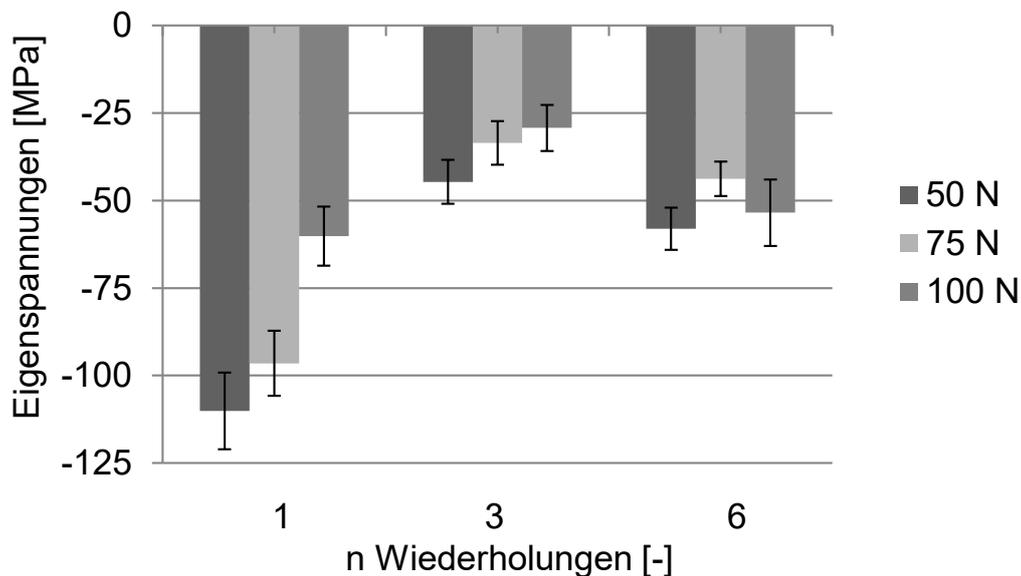


Abbildung 8-2 Eigenspannungen von EN AW 6082 T6 nach unterschiedlichen Bürststrategien durch Variation der Bürsthäufigkeit (ein- bis sechsmal) und des Anpressdrucks (50 N -100 N)

Aus den Ergebnissen kann geschlossen werden, dass sich die Eigenspannungen bei kurzer Bürstdauer und geringem Anpressdruck kaum verändern, sodass hier von einer zu geringen mechanischen Bearbeitung ausgegangen wird. Beim Erhöhen der Bürstdauer auf drei Wiederholungen und des Anpressdrucks auf bis zu 100 N ist ein klarer Trend sichtbar: Je höher der Anpressdruck der Bürste, desto geringer die resultierenden Druckeigenspannungen. Durch das Bürsten können die durch das Abschrecken während der Wärmebehandlung eingetragenen Druckeigenspannungen von ca. -115 MPa erfolgreich reduziert werden. Unter Berücksichtigung der Varianz der Messungen liegen die Eigenspannungen alle in einem niedrigen Bereich. Die minimalen durch Bürsten erreichten Eigenspannungen liegen bei -29,3 MPa.

Die Proben, die mit sechs Wiederholungen gebürstet werden, besitzen alle ähnliche Eigenspannungswerte von ca. -50 MPa. Die Eigenspannungen steigen also durch höhere Bürstdauern wieder an. Als Grund hierfür wird das bereits in Kapitel 5.3.4 beobachtete Schmieren der oberflächennahen Schichten im Querschliff (Abbildung 5-6) vermutet. Die feine Kornstruktur der Zwischenschicht lässt auf erhöhte Temperaturen sowie eine darauffolgende rasche Abkühlung während bzw. nach dem Bürstprozess schließen. Die bei häufigen Wiederholungen gesteigerten Eigenspannungen sind ein weiterer Nachweis dafür, dass die Temperatur durch langes Bürsten deutlich ansteigt. Anschließend schrumpft das Material an der Oberfläche beim Abkühlvorgang, sodass sich Druckspannungen bilden. Diese bleiben geringer als die Eigenspannungen, die durch den Abkühlvorgang nach der Wärmebehandlung entstehen.

Abbildung 8-3 zeigt die Auswirkungen der Bürstparameter Anpresskraft und Dauer auf die resultierende Verbundfestigkeit. Bei dem höchsten und niedrigsten Bürstenergiefaktor können die Fügepartner nicht oder kaum verbunden werden. Die physikalischen Hintergründe für das Verhalten sind jedoch unterschiedlich. Bei zu geringem Bürstenergiefaktor liegt die Vermutung nahe, dass die Oberfläche nicht von Kontamination und Oxiden gereinigt werden konnte. Das erscheint plausibel, da auch die Eigenspannungen kaum von den Eigenspannungen vor dem Bürstvorgang abweichen. Bei zu hohem Bürstenergiefaktor liegt, wie in Kapitel 5.3.4 gezeigt, eine Zwischenschicht

vor. Diese kann an beiden Fügepartnern anhaften, jedoch fehlt die Verbundfestigkeit zum Grundmaterial.

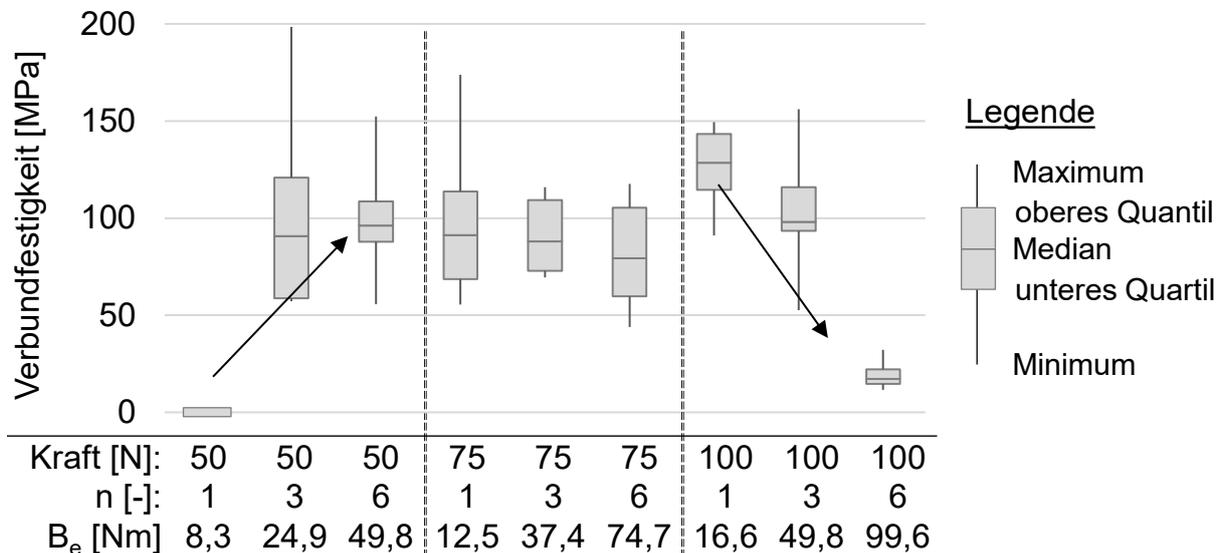


Abbildung 8-3 Verbundfestigkeit bei unterschiedlichen Bürststrategien durch Variation der Bürsthäufigkeit (ein bis sechsmal) und des Anpressdrucks (50 N -100 N)

Alle anderen Parameterkombinationen führen zu einer akzeptablen Verbundfestigkeit von ca. 100 MPa. Zu bemerken ist dabei die sehr hohe Streuung der Ergebnisse. Eine geringe Reproduzierbarkeit ist für die industrielle Umsetzung inakzeptabel. Lediglich die Parameterkombination von 1 x 100 N führt zu hoher Verbundfestigkeit bei gleichzeitig geringer Streuung. Weder durch mikroskopische Analysen noch Eigenspannungs- oder Rauheitsmessungen kann die geringe Reproduzierbarkeit begründet werden. Das deutet darauf hin, dass zusätzliche Oberflächenparameter Berücksichtigung finden müssen.

Aus den Ergebnissen kann auf andere Versuche und Materialien folgendes übertragen werden: Kurzes Bürsten mit hohen Kräften ist vorteilhaft. Dadurch werden die Temperaturen gering gehalten und damit das Verschmieren des Aluminiums während des Bürstens reduziert. Die Automatisierung des Bürstprozesses ist für eine industrielle Umsetzung des Kaltfließpressschweißens unabdingbar, da bei manuellen Prozessen die Streuung bis zum Versagen der Bauteile reicht. Verbundfestigkeiten im Bereich der Festigkeit des Ausgangsmaterials sind durch Bürsten erzielbar. Die Reduktion der

Kontamination und der Oxidschicht spiegelt sich auch in der Reduktion der Eigenspannungen wider. Wenn diese durch die Bürstenergie zu niedrig ist, sind die Eigenspannungen nicht hinreichend reduziert. Jedoch ist zu beachten, dass auch bei ähnlichen Eigenspannungszuständen die Verbundfestigkeit stark variieren kann. Allein durch die Messung der Eigenspannungen ist keine Aussage über die Verbundfestigkeit möglich.

Eine weitere Möglichkeit zum Beeinflussen der Eigenspannungen bietet die Kühlung mit flüssigem Stickstoff während des Bürstens. In [Ger19b*] konnten Vorteile (z.B. weniger Schmierer) davon aufgezeigt werden. Die Kontamination und/oder Oxidschichtzusammensetzung, die durch das Kondensieren von Wasser aus der Umgebungsluft auftritt, hat jedoch zu keiner Verbesserung der Verbundfestigkeit geführt, weshalb hier nicht weiter darauf eingegangen werden soll.

8.3 Einfluss der Oxidschichtdicke

Aufgrund der hohen Streuungen der Verbundfestigkeit in Kapitel 8.2 mit unbekannter Ursache wird im Bereich der Oberflächeneigenschaften der Einfluss der Oxidschichtdicke und Kontamination analysiert. Die Oxidschichtdicke wird als relevanter Parameter betrachtet, da diese einerseits das Bruchverhalten beim Aufreißen der Oberfläche beeinflusst und andererseits direkte Auswirkung auf den notwendigen Extrusionsdruck p_{ex} hat.

Die Oxidschichtdicke wird häufig über ein Ätzverfahren verringert. Durch Plasmabehandlung können gezielt geringste Oxidschichtdicken hergestellt werden. Auf beide Verfahren wird im Folgenden eingegangen, um den Einfluss geringer Oxidschichtdicken auf die Verbundfestigkeit und den dahinterstehenden Mechanismus zu untersuchen.

8.3.1 Einstellen der Oxidschichtdicke durch Ätzen

Eine gezielte Oxidation, also Steigerung der Oxidschichtdicke, wird im Rahmen dieser Arbeit nicht überprüft, da [Woh16b] nach dieser Oberflächenpräparationsmethode keinen Verbund erzielen konnte. Stattdessen wird durch Ätzung, die sich bereits bei [Woh16b] als zielführend zum Erzeugen höchster Verbundfestigkeiten erwiesen hat, eine weitere Reduktion der Oxidschichtdicke

angestrebt. Sowohl für Stahl als auch für Aluminium wird nach der in Kapitel 5.3.4 beschriebenen Methode mikroskopisch bzw. makroskopisch das Aluminium mit Kellerlösung und der Stahl mit Nital geätzt. Die Referenz ist eine polierte Probe. Damit der Einfluss durch Oberflächenmorphologie und Topologie auf die Messungen möglichst vernachlässigbar ist, werden hierzu die Proben nach dem Schleifen mit 4000 Körnung SiC Schleifpapier zusätzlich mit 3 µm Diamantsuspension und anschließend einer 120 nm Oxidpoliersuspension (OPS) poliert.

Die Messungen mittels XPS (Röntgenphotoelektronenspektroskopie) ergeben eine Oxidschichtdicke von weniger als 2 nm nach dem Ätzen für alle Varianten sowohl für Stahl als auch Aluminium. Die mit dem XPS-System Quantera II von Physical Electronics aufgenommenen Sputterprofile finden sich im Anhang A3. Die Messungen der Sputterprofile wurden mit einem Argonstrahl mit 1 keV auf einer 2 mm x 2 mm großen Fläche durchgeführt. Diese Messungen sind plausibel, jedoch aufgrund der verhältnismäßig rauen Oberfläche lediglich als Richtwert bzw. Vergleichsgröße und nicht als exakter Oberflächenkennwert zu betrachten. Zu bemerken ist, dass die Oxidschicht trotz unterschiedlicher Präparationen keinen signifikanten Dickenunterschied zwischen den Ätzstrategien aufzeigt. Das könnte darin begründet sein, dass die Proben nach dem Ätzen nicht durchgehend unter Vakuum gelagert werden können. Nach der Oberflächenpräparation vor den Messungen bzw. vor dem Fügen befinden sich die Proben unter atmosphärischen Bedingungen. Dabei reagiert die Oberfläche wieder mit dem Sauerstoff aus der Umgebung, wodurch erneut eine native Oxidschicht entsteht. Eine Schichtdicke von ca. 2 nm entspricht der nativen Oxidschichtdicke bei Umgebungsbedingungen ohne Klimatisierung [Var04]. Unterschiedliche Oxidschichtdicken konnten mittels dieser Präparationsart nicht hergestellt werden. Dennoch werden die Verbundfestigkeiten der Proben analysiert. Wenn die Oxidschichtdicke einen vorherrschenden Einfluss hat, ist zu erwarten, dass die gemessenen Verbundfestigkeiten nach dem Fügen für alle Proben ähnlich sind.

Abbildung 8-4 zeigt die nach den unterschiedlichen Oberflächenpräparationen resultierenden Verbundfestigkeiten. Die makroskopischen Verbundfestigkeiten

der Referenz stimmen im Rahmen der Messunsicherheit mit den Referenzproben gut überein. Die Proben, bei denen lediglich die Aluminiumseite geätzt ist, weisen eine hohe Verbundfestigkeit und geringe Streuung auf. Auch im Vergleich zur Referenz sind die Schwankungen der resultierenden Verbundfestigkeit verringert. Die gefügten Proben, bei denen auch oder nur die Stahlseite geätzt und somit die Oxidschichtdicke auf dieser Seite vermindert ist, zeigen sehr hohe Streuungen in der resultierenden Verbundfestigkeit. Durch die enormen Schwankungen sind auch die maximale und insbesondere die durchschnittliche Verbundfestigkeit gegenüber den Proben, bei denen lediglich die Aluminiumprobe (mikro- oder makro-) geätzt wurde, deutlich vermindert. Eine Begründung könnte sein, dass der Stahl trotz Reinigen und Lagerung unter Vakuum korrodiert ist und somit die Fügezone verunreinigt ist. Hier sei aber darauf hingewiesen, dass sich dies mit den vorhandenen Daten nicht nachweisen lässt und ggf. weiterführende Experimente zu weiteren Erkenntnissen führen.

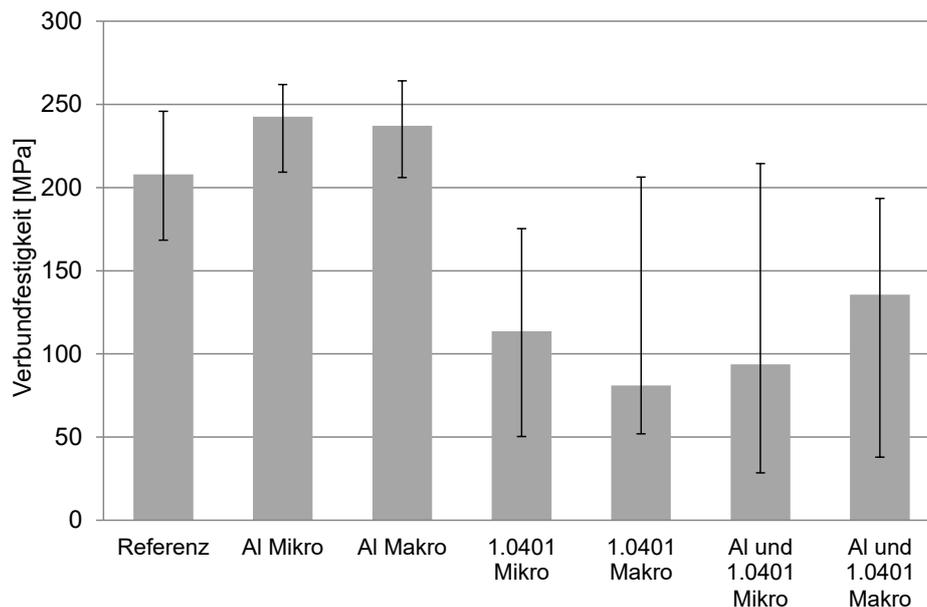


Abbildung 8-4 Makroskopische Verbundfestigkeiten aus fünf Messungen in Abhängigkeit von der Ätzstrategie mit minimaler und maximaler resultierender Verbundfestigkeit als Streubalken: Mit 4000 SiC Schleifpapier geschliffene Referenz und entweder Aluminium (Al) oder Stahl (1.0401) bzw. beide Fügepartner mikro- oder makro-geätzt.

Eindeutig belegen lässt sich durch die Experimente, dass die 2 nm dicken Oxidschichten den Verbund nicht verhindern. Eine hohe Verbundfestigkeit von

über 230 MPa wird erzielt. Dies ist höher als die Ausgangsfestigkeit des Aluminiums vor dem Fügen und Umformen. Das Ätzen der Aluminiumfügeoberfläche ist somit eine einfache Möglichkeit, hochfeste Bauteile mit geringer Varianz der Verbundfestigkeit zu erzeugen.

8.3.2 Einstellen der Oxidschichtdicke durch Plasmabehandlung

Oxid- und Kontaminationsschichtdicken der Aluminium- und Stahlfügeflächen werden durch die in Kapitel 5.3.4 beschriebene Plasmabehandlung eingestellt. Die Referenz sind erneut polierte Proben. Damit der Einfluss durch Oberflächenmorphologie und -topologie (z.B. Eigenspannungen und Rauheit) auf die Messungen möglichst vernachlässigbar ist, werden hierzu die Proben nach dem Schleifen mit 4000 SiC Schleifpapier zusätzlich mit 3 µm Diamantsuspension und einer 120 nm Oxidpoliersuspension (OPS) poliert. Die hier vorgestellten Ergebnisse wurden erstmals in [Tra19*] veröffentlicht.

Die Sauerstoffplasmabehandlung erhöht die Oxidschichtdicke auf der Aluminiumprobe geringfügig, während die Argonplasmabehandlung sie verringert. Auf der Stahloberfläche ist dies bei den durchgeführten Experimenten nicht der Fall. Bei Stahl erhöhen beide Behandlungen die Oxidschichtdicke im Vergleich zur polierten Referenzprobe.

Abbildung 8-5 zeigt, dass die Schichtdicke der nativen Oxidschicht der polierten Referenzprobe sowohl für die Aluminium- als auch Stahlzylinder nur ca. 2 nm beträgt. Die resultierende Oxidschichtdicke der Argon- bzw. Sauerstoffbehandelten Fügepartner liegt im Bereich von wenigen Nanometern. Auf der Stahloberfläche konnte die Oxidschichtdicke durch die Sauerstoffplasmabehandlungen deutlich gesteigert werden und beträgt nach der Sauerstoffplasmabehandlung ca. 9 nm. Auf den Aluminiumzylindern konnte die Plasmabehandlung eine geringfügigere Änderung der Oxidschichtdicke erzielen. Nach der Sauerstoffplasmabehandlung beträgt die Schichtdicke lediglich 3 nm statt den anfänglichen 2 nm.

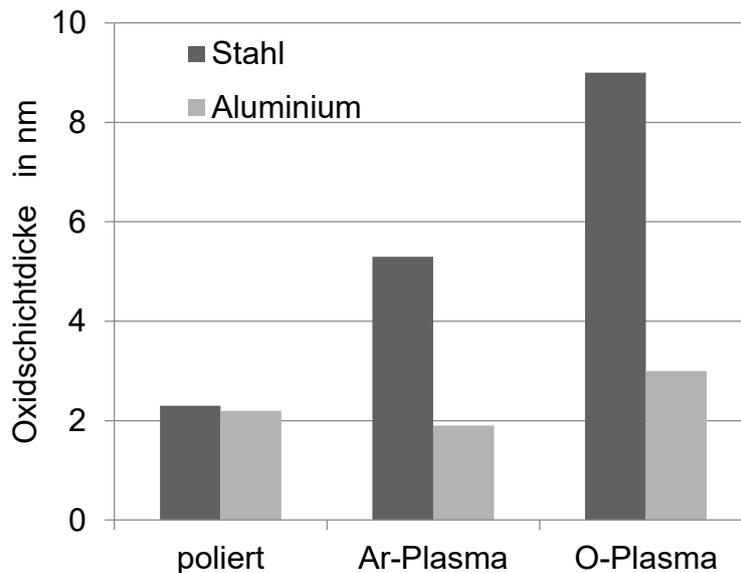


Abbildung 8-5 Oxidschichtdicke der mit Argon (Ar) - und Sauerstoff (O) - Plasma behandelten Aluminium und Stahlzylinder

Die höhere Oxidschichtdicke wirkt sich neben dem Bruchverhalten durch einen höheren Extrusionsdruck aus. Die theoretischen Modelle, die in Kapitel 2.4 beschrieben werden, legen nahe, dass eine möglichst geringe Oxidschichtdicke zu einer erhöhten Verbundfestigkeit führt [Bay83, Co014]. Eine Verdoppelung der Schichtdicke führt zu einer Verdoppelung des minimal notwendigen Extrusionsdrucks ([Coo14] nach [Hos07]).

Der Einfluss der Plasmabehandlung und der daraus resultierenden unterschiedlichen Oxidschichtdicken im Experiment zeigt sich in den Messungen der Verbundfestigkeit der Mikrozugproben. Die polierten Proben weisen mit je 2 nm die geringste Oxidschichtdicke und mit 180 MPa auch die geringste Verbundfestigkeit auf. Alle plasmabehandelten Proben weisen Verbindungsfestigkeiten von ca. 260 MPa (vgl. Abbildung 8-8) auf. Ein Unterschied zwischen Sauerstoff- und Argonplasmabehandlung, also eine Oxidschichtdicke von 12 nm bzw. 7 nm, wird nicht festgestellt.

Eine zusammenfassende Einschätzung des Einflusses unterschiedlicher Oxidschichtdicken wird im folgenden Abschnitt diskutiert.

8.3.3 Gemeinsame Beurteilung des Einflusses der Oxidschichtdicke

Durch die in den vorangegangenen Kapiteln beschriebenen Varianten, die Oxidschichtdicke einzustellen, wird nachgewiesen, dass

1. Bei nahezu gleicher Oxidschichtdicke, Oberflächenduktilität und Rauheit eine signifikant unterschiedliche Verbundfestigkeit erzielt wird.
2. Bei einer unterschiedlichen Oxidschichtdicke im Bereich zwischen 4 nm und 12 nm kein Einfluss auf die resultierende Verbundfestigkeit ermittelt werden kann.

Zur Begründung dieses Verhaltens bestehen im Wesentlichen zwei Vermutungen. Diese sind:

1. Die Änderung der Oxidschichtdicke ist zu gering und das Bruchverhalten der Oxide ist in diesem Bereich unabhängig von der Schichtdicke. Der Extrusionsdruck bleibt, auch wenn er erhöht ist, vernachlässigbar.
2. Die Änderung einer weiteren physikalischen Größe durch die Plasmabehandlung hat einen größeren Einfluss. Die vermutete Größe ist der Kontaminationsgrad. Dies wird im Kapitel 8.4 gesondert betrachtet. Die Hypothese ist, dass dies ein vorherrschender Grund insbesondere für die hohen Schwankungen der resultierenden Verbundfestigkeiten ist.

Die zweite Hypothese liegt nahe, da organische Kontaminationen unter Umgebungsbedingungen einen statistischen Einfluss haben, der ähnlich auch bei den gebürsteten Proben beobachtet werden kann. Durch eine Plasmabehandlung erfolgt immer auch die Kontaminationsreduktion. Gleichzeitig findet eine Beeinflussung der Oxidschichtdicke statt. Die Vermessung der Kontaminationen wird im folgenden Kapitel analysiert. Offen bleibt, ob deutlich höhere Oxidschichtdicken einen messbaren Einfluss auf die Verbundfestigkeit haben. Im Rahmen dieser Arbeit dienen Zwischenschichten aus unterschiedlichen Materialien dazu, den Einfluss des Oberflächenbruchverhaltens bei bis zu 500 nm dicken Deckschichten zu analysieren. Details hierzu sind in Kapitel 8.5 zu finden.

8.4 Einfluss der Kontamination

Arbeiten im industriellen Umfeld führen zu unkontrollierten und unvermeidbaren Verschmutzungen der Oberflächen. Diese können Schmierstoffrückstände, Reste von Lösemitteln (wie z. B. Aceton, Ethanol) aber auch Abscheidungen aus der Umgebungsluft sein. Die bisherigen Untersuchungen haben gezeigt, dass die Präparation der Fügeoberflächen einen signifikanten Einfluss auf die Ausbildung und die Qualität des Verbunds hat. Die optimale Reinheit ist unter Umgebungsbedingungen bzw. bei einer zukünftigen industriellen Anwendung des Kaltfließpressschweißens kaum zu realisieren. Wie in einer studentischen Arbeit gezeigt, kann durch die geeignete Auswahl des Schmierstoffes die Kontamination durch den selbigen verhindert werden [Vol16**]. Weiterhin wird durch die im vorherigen Kapitel beschriebene Plasmabehandlung die organische Kontamination verringert.

Die Messung der Kontaminationen und der Oxidschichtdicke wird mit dem XPS-System Quantera II von Physical Electronics durchgeführt. Mittels XPS kann die chemische Zusammensetzung weniger Nanometer dicker Schichten bestimmt werden. Ergebnisse dieses Abschnitt wurden ebenfalls in [Tra19*] veröffentlicht.

In Abbildung 8-6 sind die atomaren Konzentrationen der Oberflächenzusammensetzung vor bzw. nach einer Argon- und Sauerstoffplasmabehandlung aufgetragen. Das Kohlenstoffsignal dient als Maß für die Menge an organischer Oberflächenkontamination auf den Fügeflächen vor dem Kaltfließpressschweißen. Wie erwartet führen beide Plasmabehandlungsarten zu einer Verringerung der Oberflächenkontamination. Beide Plasmabehandlungen reduzieren die Kontamination im Vergleich zur nur polierten und mit Ethanol gereinigten Referenzprobe. Die Kontamination auf der Aluminiumprobe verringert sich auf ca. 20% der Ausgangskontamination und die auf der Stahloberfläche auf ca. 30 %.

Die Minimierung der Kontaminationsschichten sollte zu einer verbesserten Verbundbildung beitragen, was durch die gemessene Verbundfestigkeit bestätigt werden kann (vergleiche Abbildung 8-8).

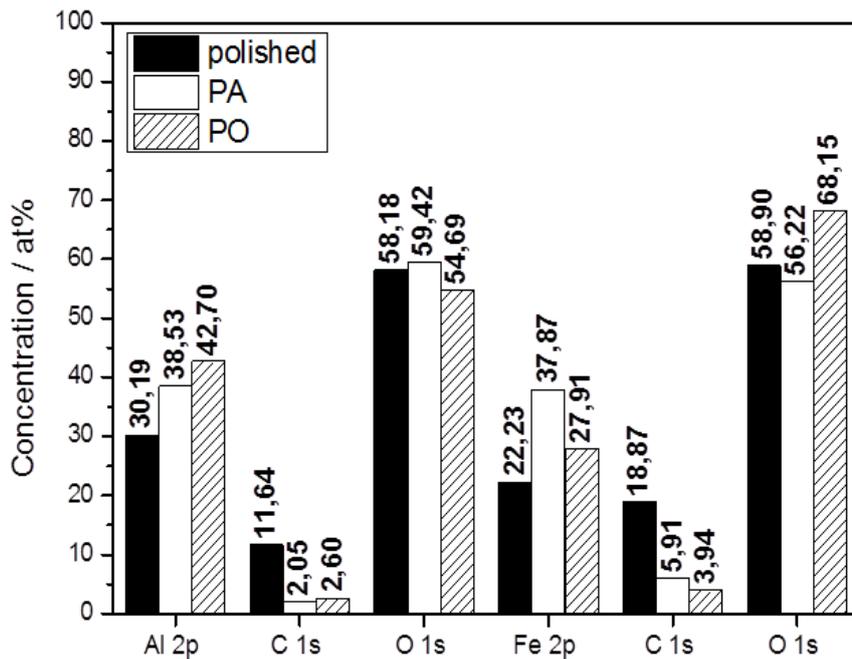


Abbildung 8-6 Detektion der Oberflächenverunreinigung vor (polished) und nach der Argon-(PA) bzw. Sauerstoffplasma-(PO)Behandlung der Fügeoberflächen, Links Aluminiumoberflächenzusammensetzung aus Aluminium (Al) Sauerstoff (O) und Kohlenstoff (C), rechts Stahloberflächenzusammensetzung aus Eisen (Fe), Sauerstoff (O) und Kohlenstoff (C) aus [Tra19*].

Die Auswirkungen des Reinigungseffekts kann auch durch die Analyse der Benetzungseigenschaften quantifiziert werden. Dafür eingesetzt wird das Kontaktwinkelmessgerät OCA 20 der Firma DataPhysics Instruments GmbH. Dieses Verfahren stellt eine technisch deutlich einfachere Methode dar und ist ein Indikator dafür, dass die Plasmareinigung der Oberfläche erfolgreich ist. Die Kontaktwinkelmessungen zeigen einen deutlichen Anstieg des polaren Anteils der Oberflächenenergie nach der Plasmabehandlung. Aus den Messungen der Kontaktwinkel lässt sich weiter nach der Owens-Wendt-Rabel-Kaelble (OWRK) Methode die Adhäsionsenergie berechnen [Doo18, Kae70, Owe69, Rab71]. Aus diesen wiederum wird nach Young-Dupré die Adhäsionsenergie berechnet [Dup69]. Die Ergebnisse sind in Abbildung 8-7 dargestellt. Bei den plasmabehandelten Oberflächen wird eine im Vergleich zur unbehandelten Oberfläche etwa 40 % erhöhte Adhäsion festgestellt. Ein Unterschied zwischen Sauerstoff- und Argonplasma ist nicht erkennbar.

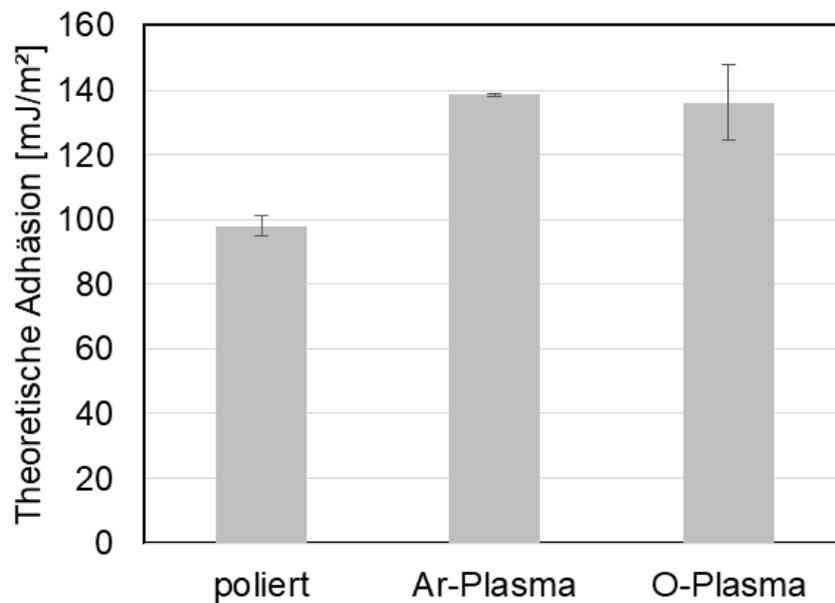


Abbildung 8-7 Theoretische Adhäsion vor und nach der Plasmabehandlung nach [Dup69] berechnet

Abbildung 8-8 zeigt die gemittelten Ergebnisse der Verbundfestigkeitsmessung der Mikrozugproben an Position 1 und 2 (vgl. Abbildung 5-8). Die ausschließlich polierten, mit Ethanol gereinigten und gefügten Proben haben eine deutlich geringere Verbundfestigkeit im Vergleich zu den plasmabehandelten Proben. Zusätzlich zur verbesserten Verbundfestigkeit ist auch eine signifikante Verringerung der Standardabweichung zu beobachten, die sich mehr als halbiert. Der starke Reinigungseffekt der Plasmabehandlungen bei organischer Verschmutzung trägt also zur Erhöhung der Reproduzierbarkeit bei. Die Verbundfestigkeiten der kaltpressgeschweißten Stahl-Aluminiumverbindung erreichen bzw. übersteigen mit über 260 MPa sogar die Zugfestigkeit des Aluminiumwerkstoffs vor der Umformung. Weiterhin kann aus den Experimenten geschlossen werden, dass eine Reduktion der Oxidschichtdicke weniger relevant als eine Minimierung der Kontamination ist, um hochfeste, stoffschlüssige Verbindungen zu erzeugen.

Beim Vergleich der berechneten theoretischen Adhäsion und der erzielbaren Verbundfestigkeit fällt auf, dass die Erhöhung der theoretischen Adhäsion (vgl. Abbildung 8-7) unter Berücksichtigung der Varianz der Erhöhung der Verbundfestigkeit durch die Plasmabehandlung (vgl. Abbildung 8-8) entspricht.

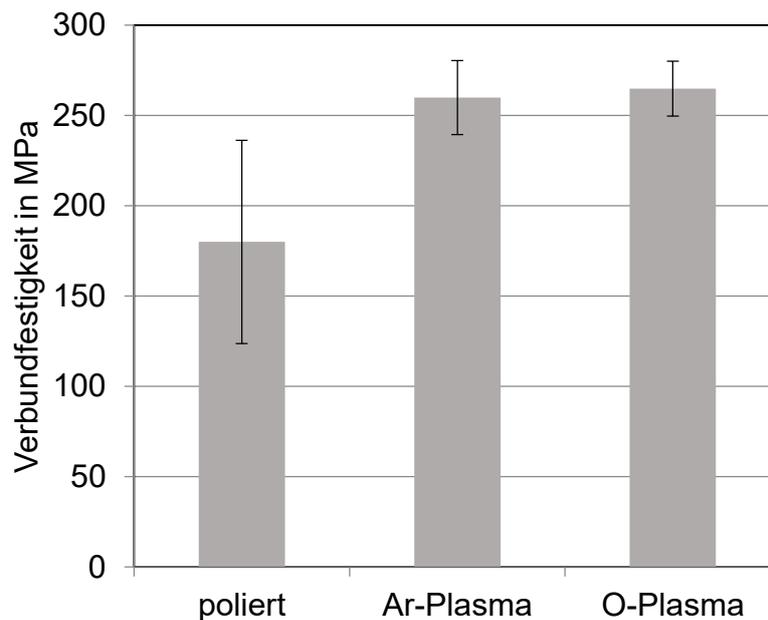


Abbildung 8-8 Verbundfestigkeit der Mikrozugproben polierter Bauteile und mit Argon- bzw. Sauerstoffplasmabehandlung

Eine Begründung für diesen scheinbar quantitativen Zusammenhang zwischen den Benetzungseigenschaften bzw. der daraus berechneten Adhäsion und der resultierenden Verbundfestigkeit ist nicht eindeutig feststellbar. Fraglich ist die physikalische Ursache, da die hochfeste stoffschlüssige Verbindung auf das während der Umformung freigelegte Grundmaterial zurückzuführen ist. Diese durch die hohe Oberflächenvergrößerung freigelegten Stellen haben jedoch keinen Zusammenhang mit den Benetzungseigenschaften der Ausgangsoberfläche. Die erhöhte Oberflächenenergie kann hier nur als eine hinreichende Bedingung für die Bindungsbildung angesehen werden.

Die Plasmabehandlung hat erfolgreich die Kontamination reduziert. Der Zusammenhang zwischen Oberflächenenergie bzw. Kontaminationsreduktion und erhöhter Verbundfestigkeit bzw. verminderter Streuung ist eindeutig. Die Plasmabehandlung wird deshalb als Reinigungsschritt vor dem Aufdampfen der Zwischenschichten genutzt, um eine möglichst kontaminationsfreie Oberfläche zu erreichen.

8.5 Einfluss der chemischen Zusammensetzung

Die in diesem Kapitel vorgestellten Ergebnisse wurden erstmals in [Ger19a*] veröffentlicht. Sie dienen zur Vervollständigung der Betrachtung der Oberflächeneigenschaften, die Einfluss auf die Verbundfestigkeit zeigen. Dazu wird sowohl die Stahl- als auch die Aluminiumseite mit unterschiedlichen Metallen nach einer Plasmareinigung mittels des PVD-Verfahrens beschichtet. Durch die Zusammensetzung der Schicht wird die Oberflächenchemie verändert. Ebenso wird die Schichtdicke variiert. Da die PVD Beschichtung unter hochreinen Bedingungen im Vakuum stattfindet, ist von einer guten Verbundfestigkeit der Schicht zum Grundmaterial auszugehen.

Die Ergebnisse aus Kapitel 7, dass ein starker Verbund durch die Bindung zwischen reinem Aluminium und Eisen entsteht, legen die Vermutung nahe, dass die chemische Zusammensetzung der PVD-Schicht keinen signifikanten Einfluss auf die Verbundfestigkeit hat. Das Bruchverhalten kann durch unterschiedliche Metalle und Schichtdicken jedoch beeinflusst werden.

In [Zha92] wird beschrieben, dass sich das Bruchverhalten nicht nur abhängig von dem Metall der PVD Schicht sondern auch abhängig vom Grundmaterial ändert. Weiterhin besteht eine Abhängigkeit von tribologischen Lasten wie dem Spannungszustand. Das Aufbringen von Zinkschichten führt zu einer Verbesserung der Verbundfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit von kaltwalzplattierten Stahl- und Aluminiumverbunden [Dud23]. Bei Verwendung einer Kombination von Zink- mit Polymerschichten auf dem Stahlhalbzeug ist keine Verbesserung feststellbar [Dud24].

Experimentell analysiert wird in der vorliegenden Arbeit der Einfluss von Chrom, Titan und Nickel auf die Verbundausbildung. Die Materialien Nickel und Chrom hatten sich bereits in [Zha92] beim Walzplattieren mit mehreren Mikrometer starken Zwischenschichten als vielversprechend gezeigt. Auch Titan wird das für das Kaltfließpressschweißen gewünschte spröde Bruchverhalten zugeschrieben. Die folgenden Experimente werden alle mit einer Schichtdicke von 500 nm durchgeführt.

Abbildung 8-9 zeigt die Verbundfestigkeit mit unterschiedlichen Metallen, hier Chrom (Cr), Nickel (Ni) und Titan (Ti), beschichteter Fügepartner. Die

Fügeoberfläche der Referenzprobe ist nicht beschichtet, aber wie die anderen Probenoberflächen mit 4000 SiC Schleifpapier geschliffen und OPS poliert, jedoch nicht Plasma gereinigt.

Die mit Chrom beschichtete Probe zeigt eine geringere Verbundfestigkeit als die Referenzprobe. Die nickelbeschichtete Probe und die Referenzprobe weisen nahezu gleiche Verbundfestigkeiten auf. Die Titan-beschichtete Probe zeigt die höchste Verbundfestigkeit.

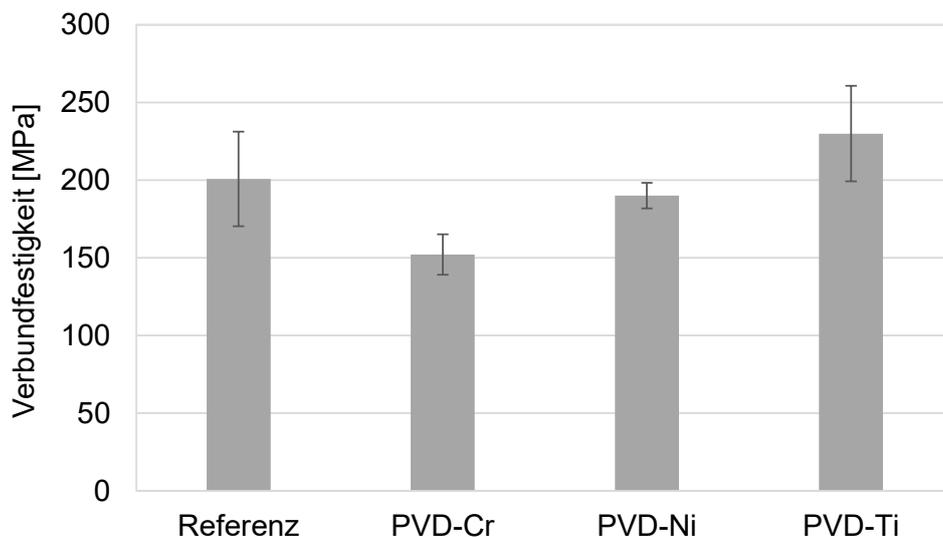


Abbildung 8-9 Makroskopische Verbundfestigkeiten von EN AW 6082 T6 und 1.0401 kaltfließgepresster Bauteile mit unterschiedlichen PVD Beschichtungen

Die Verbundfestigkeit der Titan beschichteten Proben liegt jedoch immer noch geringfügig niedriger als die ausschließlich mit Plasma behandelte Probe (vgl. Kapitel 8.4). Zum tiefergehenden Verständnis dieses Ergebnisses werden hochauflösende Aufnahmen der Fügezone mittels Rasterelektronenmikroskop durchgeführt.

Die Aufnahmen in Abbildung 8-10 wurden vom Forschungspartner, dem MPIE in Düsseldorf, angefertigt. Bei der Betrachtung der Querschliffe (Abbildung 8-10 a-c) fällt zunächst auf, dass die PVD Schichten nicht messbar ausdünnen, sondern dass die Ausgangsschichtdicke von 500 nm weitestgehend erhalten bleibt. Lediglich am Rand der gebrochenen Segmente können eine Abrundung der Kanten und ein Ausdünnen vorkommen. Alle Schichten brechen lokal in unterschiedlich große Segmente. Zwischen den aufgebrochenen Stellen wird

das Aluminium zum Stahl hin extrudiert. Begründet ist dies darin, dass einer der beiden Fügeworkstoffe (hier Aluminium) eine niedrigere Fließgrenze besitzt. Ist die Fließspannung des Aluminiums erreicht, extrudiert das Material zwischen den aufgebrochenen Oberflächensegmenten hindurch zum Fügepartner Stahl.

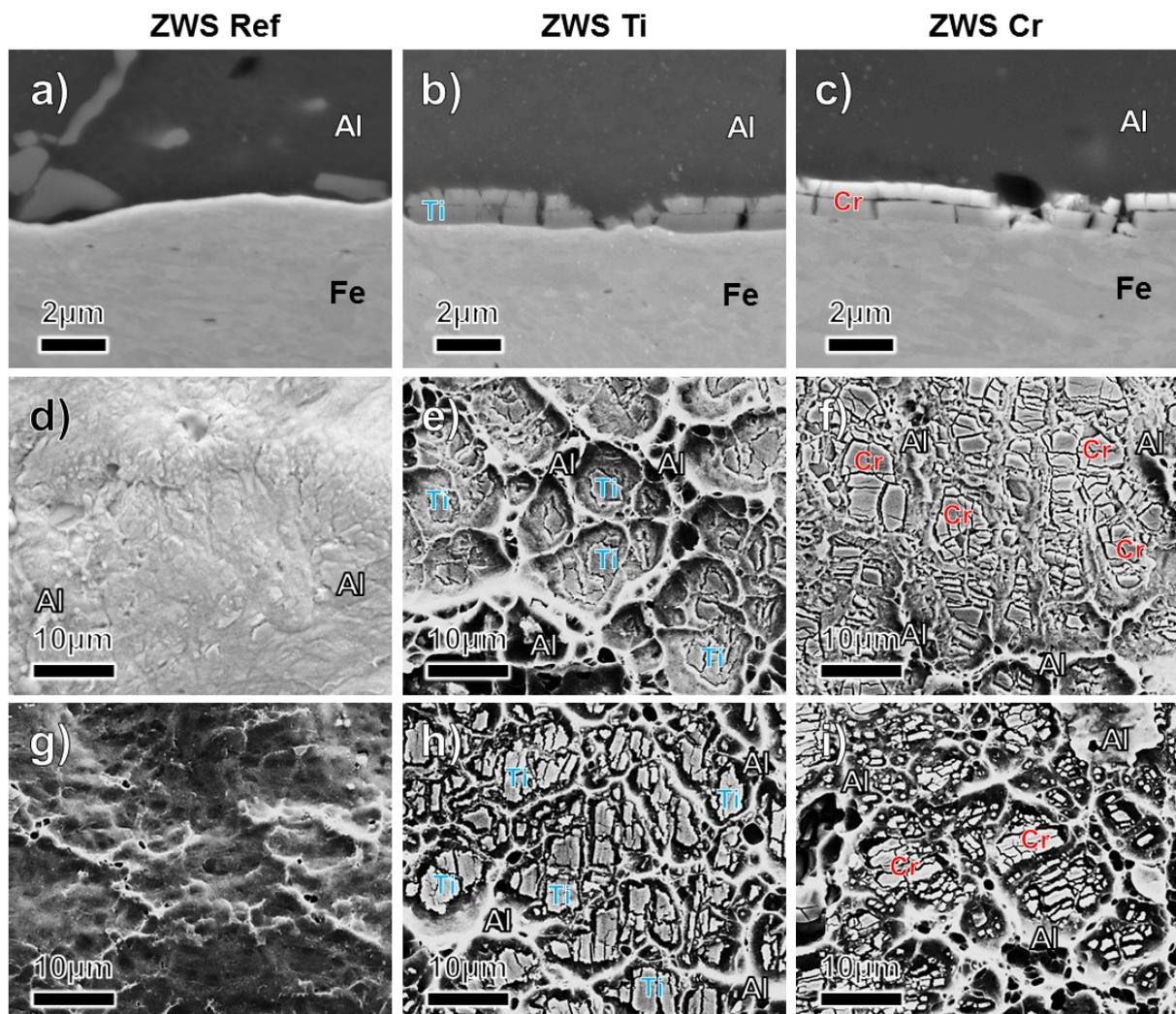


Abbildung 8-10 REM-Aufnahmen der Referenz- bzw. der mit 500 nm dickem Titan (Ti) oder Chrom (Cr) beschichteten und kaltfließpressgeschweißten Fügenaht (von links nach rechts). a) – c) zeigt den Querschnitt d) – f) die Bruchfläche auf 1.0401 GKZ Seite und g) – i) die EN AW 6082 T6 Bruchfläche nach Zugversuchen.

Dies ist ein Unterschied zu dem vereinfachten Modell nach Bay, bei dem die beiden Materialien fließen und in der Mitte aufeinandertreffen. Diese Idealisierung sollte bei stärker voneinander abweichenden Fließgrenzen nicht angenommen werden. In diesem Fall erhöht sich die zu überwindende Schichtdicke t_c , da die Oberflächenschichten auf beiden Fügepartnern

berücksichtigt werden müssen. Folglich erhöht sich auch der notwendige Extrusionsdruck p_{ex} nach Cooper und Allwood (vgl. Kapitel 2.4.2).

Der Extrusionsdruck kann auch als Begründung für die geringere Verbundfestigkeit der mit Chrom beschichteten Probe im Vergleich zu der mit Titan beschichteten Probe herangezogen werden. Der Extrusionsdruck berechnet sich, wie in Kapitel 2.4.2 beschrieben, nicht nur durch die Dicke der Schicht, sondern auch durch die Breite des freiliegenden Grundmaterials. Bei Betrachtung der Bruchflächen (Abbildung 8-10 e), f), h) und i)) zeigt Chrom ein anderes Bruchbild (Verteilung der Bruchsegmente) als Titan. Im Vergleich zu den mit Chrom beschichteten Proben entstehen bei Beschichtung mit Titan im Durchschnitt größere geschlossene Bereiche, durch die das Aluminiumgrundmaterial ab einem niedrigerem Extrusionsdruck, also bei geringeren Kontaktnormalspannungen, zum Stahl extrudiert wird. Hier stellt sich dann früher der Stoffschluss ein. Weitere umfangreiche Studien sind notwendig, um diese Vermutung vollumfänglich zu verifizieren.

Der Einfluss der Schichtdicke auf den Extrusionsdruck und somit die theoretisch berechnete Verbundfestigkeit nach [Coo14] erklärt auch, weshalb die 500 nm dicken (bzw. unter Berücksichtigung der beiden Seiten 1000 nm dicken) PVD-Schichten in einer geringeren maximal erzielbaren Verbundfestigkeit resultieren als die lediglich Plasma-behandelten Proben.

Neben der Betrachtung des Querschliffs geben die Bruchflächen Aufschluss über den zu Grunde liegenden Bruchmechanismus (Abbildung 8-10 d)-i))

Auf der Stahloberfläche werden wabenförmige, für einen duktilen Bruch charakteristische Aluminiemaufschweißungen detektiert. (Abbildung 8-10 d)-f)). Auf der Aluminiumbruchfläche ist nahezu kein Eisen mittels EDX messbar (Abbildung 8-10 g)-i)). Das duktile Bruchverhalten, bei dem die Adhäsionen an der Stahlseite haften bleiben, zeigt sich auch bei der Analyse eines Querschliffs einer zuggeprüften und anschließend eingebetteten Mikrozugprobe. Abbildung 8-11 a) zeigt, wie bis zu mehrere Mikrometer breite und tiefe, aus dem Aluminium herausgerissene Segmente mit dem Stahl stoffschlüssig verbunden bleiben. Der Bruch findet hier also im Aluminiumgrundmaterial und nicht an der Fügefläche statt. Abbildung 8-11 b) zeigt weiter, dass durch das

herausgerissene Aluminiumgrundmaterial Titanfragmente eingeschlossen werden können.

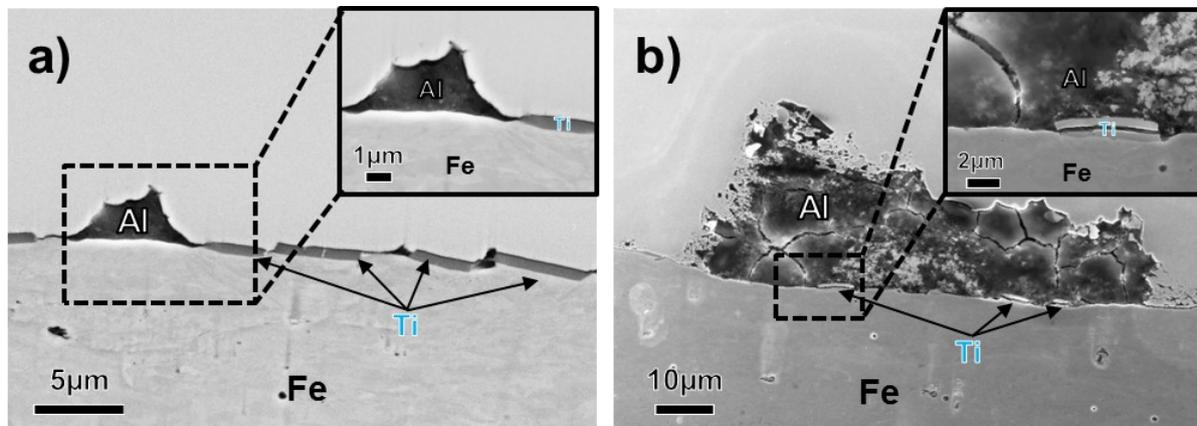


Abbildung 8-11 Querschnitt der Stahlseite einer Mikrozugprobe nach der Zugprüfung einer Ti-PVD-Metallverbindung [Ger19a*].

Bei den hochauflösenden STEM Aufnahmen dieser Verschweißung wird ausgedünntes Titan detektiert (vgl. Abbildung 8-12). Dies bedeutet, dass eine Restduktilität der Oberfläche wie von Zhang et al. in [Zha94] beschrieben auch bei den Zwischenschichten aus Titan nachweisbar ist. Der Nachweis des Titans ist durch den hohen Materialkontrast einfacher als der von Aluminiumoxid. Die Ergebnisse könnten jedoch auch mit dem in [Coo14] beschriebenen Aluminiumoxid übereinstimmen, das laut Cooper und Allwood durch eingeschlossenen Sauerstoff entsteht.

Die Titanzwischen-schicht hat also zur Vereinfachung der Visualisierung und einem detaillierteren Verständnis bzw. Nachweis des Verbundmechanismus und des Bruchverhaltens der Oberflächenschichten beigetragen. Eine signifikante Steigerung der Verbundfestigkeit war hingegen nicht möglich. Dies bestätigen auch die Messungen der Zugfestigkeit bei einachsigen Spannungszustand der Mikrozugproben. Die resultierenden Zugfestigkeiten sind für die Referenzprobe (259.8 ± 20.5) MPa und für die Titan beschichtete Probe ($272,68 \pm 23,30$) MPa.

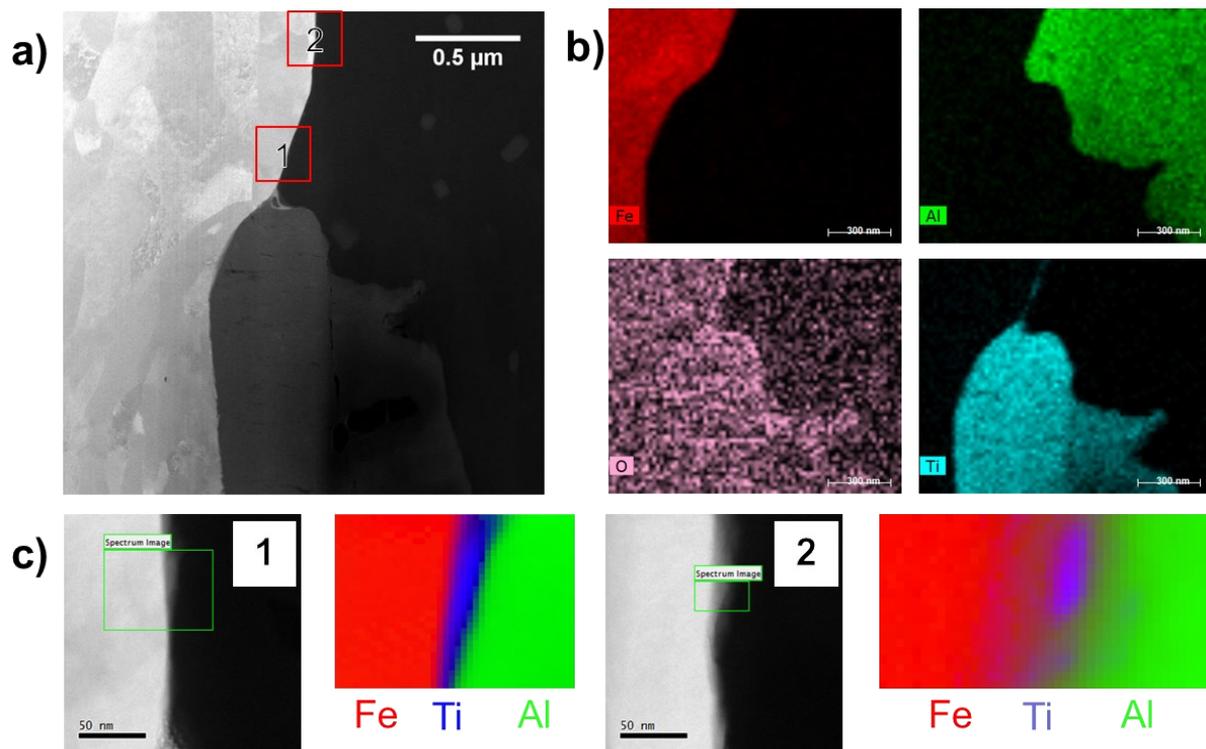


Abbildung 8-12 STEM-HAADF Aufnahme der mit Titan Zwischenschicht kaltpressgeschweißten Aluminium-Stahl Bauteils im Querschliff an der Grenze der Titanschicht (a) und die entsprechenden EDX-Karten (b) sowie EELS-Messungen an der Fe/Al-Grenzfläche mit einer kontinuierlichen Schicht aus Ti (Pixelgröße: 2 nm) (c1) und diskontinuierlichen Schicht aus Ti (Pixelgröße: 1 nm) (c2).

8.6 Zusammenfassung

Anhand aller Ergebnisse lässt sich zusammenfassend eine Rangfolge der untersuchten Oberflächeneigenschaften gemäß ihrem Einfluss auf den vorgestellten Prozess feststellen:

Den wohl entscheidendsten Einfluss auf die Verbundfestigkeit hat die Oberflächenverschmutzung durch organische bzw. kohlenstoffhaltige Kontaminationen. Durch Entfernen der Kontaminationsschicht kann die Verbindungsbildung sichergestellt, die resultierende Verbundfestigkeit gesteigert und die Reproduzierbarkeit erhöht werden. In Zahlen zeigte eine 70 prozentige Reduktion der organischen Kontamination eine Steigerung der Verbundfestigkeit um 45% und eine Verminderung der Streuung um ca. 50%.

Unterschiedlich dicke Oxidschichten haben keinen nachweisbaren Einfluss auf die erreichte Verbundfestigkeit. Für gleiche Oberflächenvergrößerungen

werden weitestgehend gleiche Verbundfestigkeiten erreicht. Das Bruchverhalten der Oberfläche zeigte sich bei den PVD-beschichteten Proben als relevant. Neben der Restduktilität, also Oberflächenvergrößerungsgrenze, besteht andererseits auch die Vermutung, dass die Rissgeometrie einen signifikanten Einfluss besitzt. Viele große Oberflächenbruchsegmente bilden größere freigelegte Aluminiumgrundmaterialbereiche, an denen das Grundmaterial einfacher zum Stahl extrudiert und zu einer hochfesten Verbindung führt.

Abhängig von der Oberflächenrauheit oder makroskopischen Strukturierung kann es zur Bildung von Zwischenschichten kommen, die einen Verbund zum Grundmaterial vollständig verhindern. Sowohl die ideal glatt polierten Proben als auch die gebürsteten Proben mit einer Rauheit S_q von 20 μm können hochfeste, stoffschlüssige Verbindungen herstellen. Die Rauheit kann somit nicht als Kriterium zur Beurteilung der erzielbaren Verbundfestigkeit herangezogen werden.

Die chemische Zusammensetzung der Oberflächen führt nicht zu einer Steigerung der Verbundfestigkeit, da der Verbund durch Verschweißung des Grundmaterials entsteht. Die Verschweißungen des Grundmaterials treten auf der Fügefläche am häufigsten auf und zeigen die höchste Verbundfestigkeit. Durch die chemische Zusammensetzung kann jedoch das Bruchverhalten beeinflusst werden.

Vorhandene Druckeigenspannungen von bis zu 120 MPa sind vernachlässigbar gegen die Kontaktnormalspannungen, die bereits relativ früh im Fügeprozess auftreten. Zu diesem Zeitpunkt sind noch keine Verschweißungen vorhanden. Deshalb sind Eigenspannungen der am wenigsten relevante Parameter.

9 Einfluss der Relativbewegung auf die Verbundausbildung

Unterschiedliche Fließeigenschaften der Werkstoffe führen zu einer Relativbewegung der Fügepartner während des Umformprozesses. Eine Möglichkeit, die Fließeigenschaften gezielt anzupassen, um deren Einfluss auf die Verbundausbildung zu untersuchen, ist die Wärmebehandlung. Die Norm für den Werkstoff EN AW 6082 lässt Spielräume in der exakten Legierungszusammensetzung. Beispielsweise ist ein Anteil von 0,7 Gew. % bis 1,3 Gew. % Silizium (Si) zulässig. So können bei unterschiedlichen Chargen die Fließeigenschaften des Aluminiums erheblich schwanken. Wie bereits in Voruntersuchungen einer studentischen Arbeit [Vol16**] erwähnt, ist eine Schwankung der Fließeigenschaften der beiden Materialien vorhanden und zu vermeiden.

In diesem Kapitel werden die Schwankungen, die industriell auftreten können, gezielt eingestellt. Dazu finden Untersuchungen zur Beeinflussung der Relativbewegung bzw. der Fließeigenschaften durch chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung statt. Die Ergebnisse erlauben die Interpretation des Einflusses der Relativbewegung und ermöglichen ein besseres Verständnis des Verbundmechanismus beim Kaltfließpressschweißen.

9.1 Einfluss der Zusammensetzung von EN AW 6082

Die Ergebnisse dieses Kapitels wurden vorab in [Ger19c*] veröffentlicht. Schwankungen in der nach dem Fügen resultierenden Verbundfestigkeit können im Ausgangsmaterial begründet sein. Die chemische Zusammensetzung der Aluminiumzylinder wird für die folgenden Experimente variiert, um die Fließeigenschaften gezielt einzustellen. Die Legierungen wurden wie in Abschnitt 5.1 beschrieben eigens für die folgenden Versuche

hergestellt. Dabei wird der Siliziumanteil zwischen 0,7 Gew.-% und 1,3 Gew.-% gewählt, während der Magnesiumgehalt konstant bei 0,6 Gew.-% liegt. Die Gewichtsanteile der Elemente liegen im Bereich der laut Norm erlaubten Legierungszusammensetzung von EN AW 6082. Unterschiedliche Lieferchargen in einem industrialisierten Fügeprozess könnten demnach diese Schwankungen der Legierungselemente besitzen. Die drei unterschiedlichen Materialien werden gezielt wärmebehandelt, wodurch fünf unterschiedliche Materialfestigkeiten und damit einhergehend Fließeigenschaften resultieren. Die Wärmebehandlung wird wie in Kapitel 5.3.2 beschrieben durchgeführt. Die Materialien Al Si 1,3 S, Al 1,0 Si S und Al 0,7Si T6 werden auf eine möglichst ähnliche Ausgangsfestigkeit, eine Härte von 85 HV 1, eingestellt. Die Materialien Al Si 1,3 und Al Si 1,0 werden zudem T6 auf den härtest möglichen Zustand gegläht. Dies resultiert bei Al Si 1,3 T6 in einer Härte von ca. 100 HV 1 und bei Al Si 1,3 T6 in einer Härte von ca. 110 HV 1.

Die gewählte Oberflächenpräparationsmethode ist das Bürsten. Der Ablauf ist hierbei für alle Aluminiumzylinder gleich. Die Bürstenkraft wird auf 75 N eingestellt und die Oberflächen werden in drei um 120° versetzte Richtungen vorwärts und rückwärts gebürstet. Die aus diesen Parametern resultierende Bürstenergie $B_e = 18,7 \text{ Nm}$ erwies sich bei Vorversuchen als für eine Materialhärte von 85 HV 1 geeignet. Die gebürsteten Proben werden anschließend fließgepresst und analysiert.

Die aus der Literatur bekannten Kenngrößen der Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung unterscheiden sich zwischen den unterschiedlichen Materialien in der Simulation nicht signifikant. Die vergleichbaren Oberflächenvergrößerungen liegen darin begründet, dass unabhängig vom Ausgangsmaterial eine nahezu gleiche Endgeometrie der Fügenaht sowohl im Experiment als auch in der Simulation entsteht (vgl. Abbildung 9-1). Die ähnlichen Kontaktnormalspannungen scheinen im Wesentlichen von der für den Stahl benötigten Kraft zum Umformen abzuhängen.

Beim Vergleich der resultierenden experimentellen Geometrien mit der Simulation (vgl. Abbildung 9-1) fällt auf, dass sich die Fügenähte, insbesondere im Zentrum des Bauteils, zwischen Experiment und Simulation unterscheiden.

Dieses Phänomen wurde bereits als Grenze der Abbildungsgenauigkeit der Simulation in Kapitel 6.4 aufgezeigt.

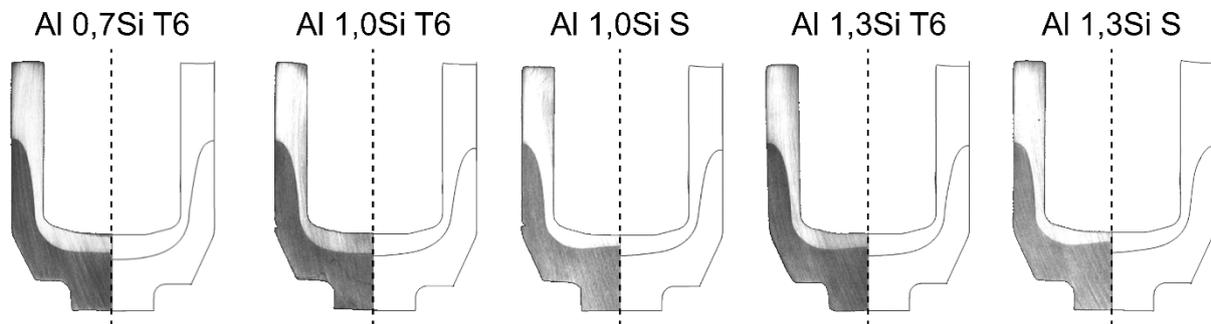


Abbildung 9-1 Geometrie von Realbauteil (links) und Simulation (rechts) für die Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt und 1.0401 GKZ nach [Ger19c*]

Das Phänomen wird weiter untersucht, indem nach dem Fügen sowohl die finale lokale Härte als auch die Härtesteigerung ausgewertet werden. Abbildung 9-2 zeigt die verschiedenen Positionen im Aluminium entlang der Fügezone. Ein Verlauf ist notwendig, da aufgrund der unterschiedlichen Umformgrade lokal unterschiedliche Kaltverfestigungen resultieren. Die Härte des Materials nach der Umformung ist umso größer, je höher die Ausgangshärte ist (vgl. Abbildung 9-2 oben). Die Härtesteigerung ist jedoch deutlich höher, wenn das Ausgangsmaterial nicht T6 geüht ist (vgl. Abbildung 9-2 unten).

Die gealterten Legierungen (Kennzeichnung durch Wärmebehandlungszustand S) enthalten unterschiedlich viel Silizium. Es ist bekannt, dass der Si-Überschuss in gelöster Form die Kaltverfestigung verstärkt, die durch die Umformung ausgelöst wird [Gup01, Zha13]. Die S geühten Materialien haben vor der Umformung nicht den für das jeweilige Material härtesten Zustand, und demnach ein größeres Potential für eine Härtesteigerung. Dieses Potential ist umso größer, je mehr Si-Überschuss vorhanden ist. Die Messungen zur Härtesteigerung zeigen, dass dieses Potential nachweislich auch durch das Kaltfließpressen genutzt werden kann.

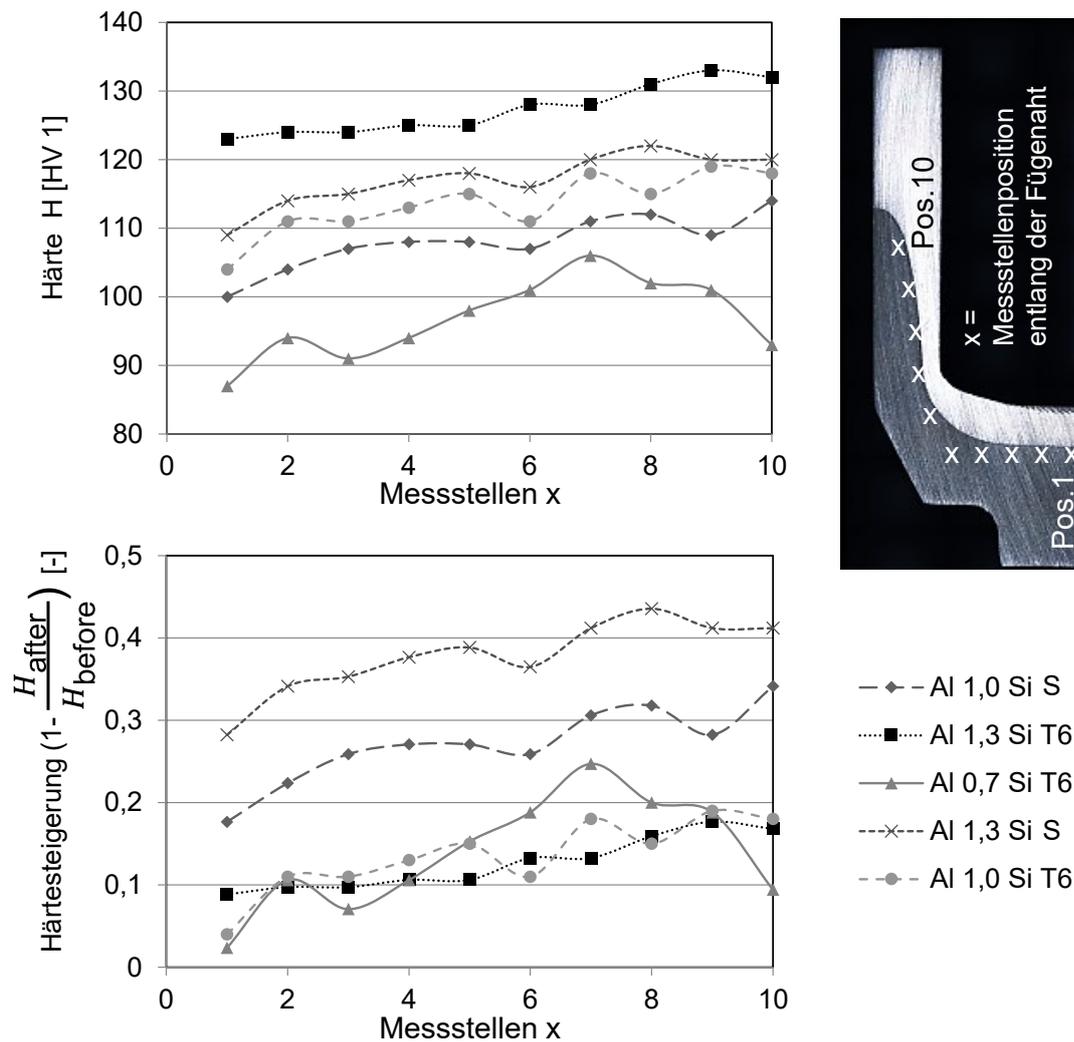


Abbildung 9-2 Lokale Härte entlang der Fügenaht (oben) sowie relative Härtesteigerung (unten) von Position 1 (Mitte der Probe) bis 10 (außen)

Die hohe relative Härtesteigerung des Aluminiums ist ein Grund dafür, dass der endgültige Materialfluss des anfänglich weichen Al 1,3 Si S dem des anfänglich harten Al 1,3 Si T6 ähnelt (siehe Abbildung 9-1). Es kann davon ausgegangen werden, dass sich sowohl eine hohe Ausgangshärte als auch die finale Härte auf die Verbundfestigkeit auswirken. Dabei bestimmt das Härtesteigerungspotential die Fließeigenschaften im Verlauf der Umformung.

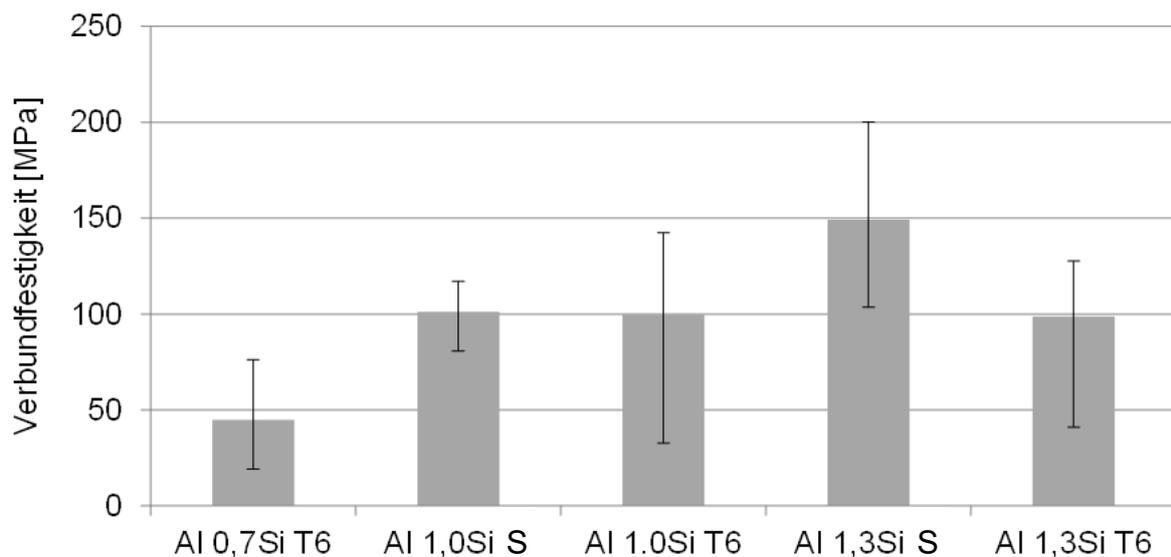


Abbildung 9-3 Verbundfestigkeiten von Aluminiumlegierungen der EN AW 6082 Gruppe mit unterschiedlichem Siliziumanteil von 0,7 Gew. % bis 1,3 Gew. % bei unterschiedlichen Festigkeiten (S und T6). Die Fehlerbalken entsprechen den minimal und maximal gemessenen Verbundfestigkeiten aus 12 Messungen.

Abbildung 9-3 zeigt die Ergebnisse der Verbundfestigkeitsmessungen der Makrozugproben. Daraus wird ersichtlich, dass ein höherer Siliziumanteil zumeist mit einer höheren Verbundfestigkeit einhergeht. Lediglich die Verbindung mit Al Si 1,3 T6 folgt diesem Verhalten nicht. Ein Grund hierfür könnte sein, dass die Bürstparameter nicht für das in dieser Versuchsreihe härteste Material Al Si 1,3 T6 optimiert sind. Hier sei auf die Versuche aus Kapitel 8.1 und 8.2 hingewiesen. Die Bürstparameter wurden in Vorversuchen für die Legierungen Al 0,7 Si T6 und Al 1,0 Si T6 ermittelt und dann für die hier dargestellten Hauptversuche beibehalten. Das Material Al 1,3 Si T6 ähnelt jedoch in der Festigkeit den EN AW 6082 T6 Proben, die mit 100 N anstatt von 75 N Anpressdruck optimal gebürstet werden. Deshalb wird davon ausgegangen, dass der gewünschte Oberflächenreinigungs- und Härtesteigerungseffekt nicht ausreichend war. Die Verbundfestigkeit der Legierung Al 1,0 Si T6 bestätigt diese Vermutung, da auch die Verbundfestigkeit aus demselben Grund nicht höher ausgefallen ist. Zukünftig kann daraus geschlossen werden, dass es essenziell ist, die Oberflächenpräparation immer an die Ausgangsfestigkeit des Materials anzupassen.

Dies führt auch zu der Erkenntnis, dass die Anfangshärte nicht zwingenderweise hoch sein muss. Wenn die Härte stark von der des Fügepartners abweicht, muss jedoch das Verfestigungspotential während des Umformprozesses vorhanden sein. Sowohl eine hohe Anfangshärte als auch ein hoher und früher Härteanstieg kann zu guten Verbundfestigkeiten führen (vgl. Abbildung 9-3, Legierungen Al 1,0 Si S und Al 1,0 Si T6).

Um obige Ergebnisse zu unterstreichen und zu vertiefen, wurden die Bruchflächen mittels REM in Kombination mit EDX-Kartierungen untersucht. Ziel ist, zu analysieren, wie der makroskopische Bindemechanismus und damit in Zusammenhang stehende hohe Verbundfestigkeiten bei stärker voneinander abweichenden Fließeigenschaften der zu fügenden Materialien funktioniert. Dazu wird der Bereich der höchsten erzielten Verbundfestigkeit hochaufgelöst betrachtet. Bei allen Materialkombinationen wird insbesondere der Übertrag von Aluminium auf die Bruchflächen des Stahls untersucht.

Abbildung 9-4 zeigt beispielhaft das auf die Stahlbruchfläche (hell) übertragene Aluminium (dunkel) (a) einer Al 0,7 Si T6 Probe mit einer gemessenen Verbundfestigkeit von 40 MPa und (b) einer Al 1,0 Si S Probe mit einer gemessenen Verbundfestigkeit von 120 MPa.

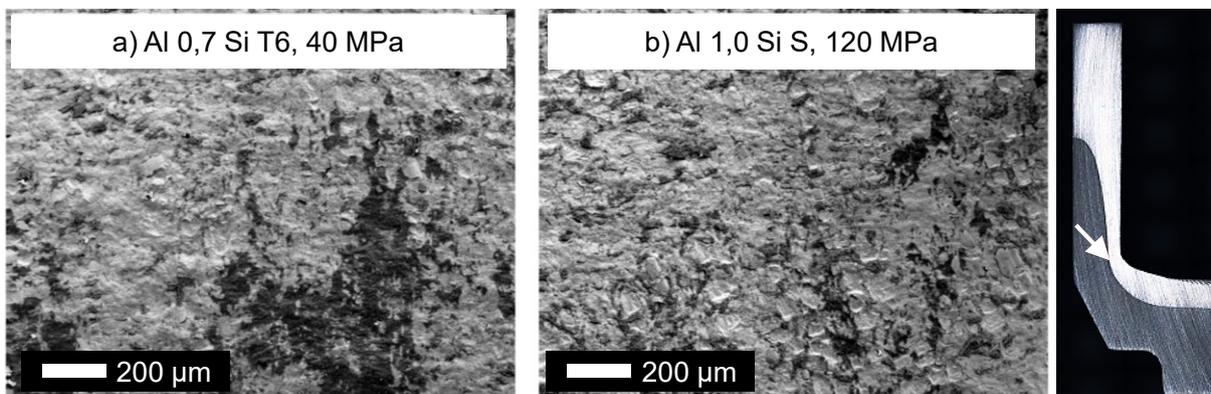


Abbildung 9-4 REM-Aufnahmen der Bruchfläche der Stahlseite an der Stelle der höchsten Verbundfestigkeit nach Makrozugprüfungen (siehe Pfeil)

Die Probe mit geringer Verbundfestigkeit zeigt großflächige Aufschweißungen von Aluminium auf der Stahloberfläche. Dies ist überraschend, da zunächst der Gedanke nahe liegt, dass viele und großflächige Aluminiemaufschweißungen auf eine hohe Verbundfestigkeit hindeuten. Nach den Analysen der

kaltfließpressgeschweißten Verbunde dieser Arbeit lässt sich feststellen, dass hier kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Menge des auf den Stahl übertragenen Aluminiums und der resultierenden Haftfestigkeit besteht. Ein Grund dafür kann bei detaillierter Betrachtung des übertragenen Aluminiums gefunden werden.

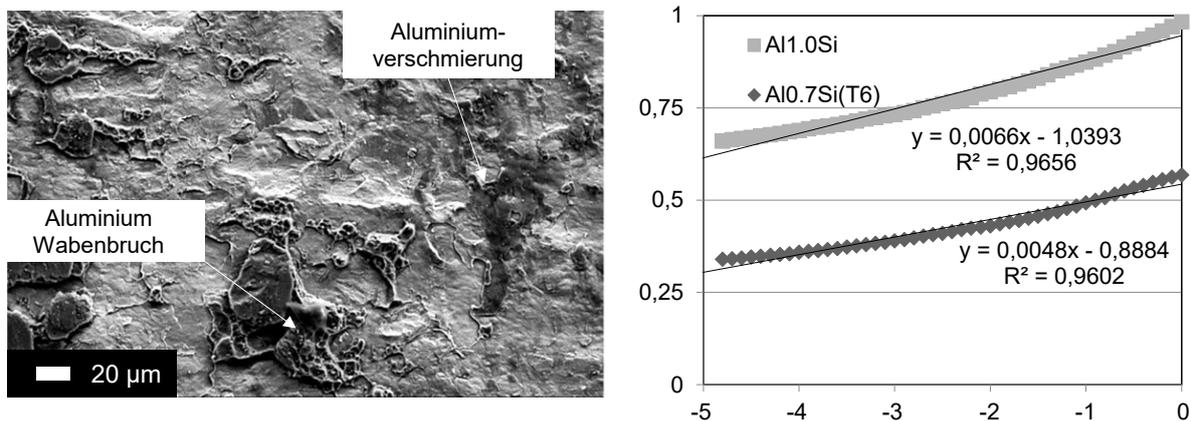


Abbildung 9-5 Stahloberfläche einer stoffschlüssig gefügten Probe mit zwei Arten von Aluminiumübertrag (links) und aus der FE-Analyse ermittelte Relativbewegung (rechts)

Auf den hochauflösenden REM-Aufnahmen in Abbildung 9-5 sind zwei wesentlich unterschiedliche Arten von Aluminiumaufschweißungen auf der Stahloberfläche erkennbar. Die einen zeigen die für duktile Wabenbrüche typische Struktur, während die anderen eher eine flache Oberfläche von verschmiertem Aluminium ausweisen. Es scheint also Aluminiumaufschweißungen zu geben, die nicht tragfähig mit dem Grundmaterial verbunden sind und somit nicht zur Verbundfestigkeit beitragen.

In der Literatur weisen Milner et al. bereits 1962 darauf hin, dass die Relativbewegung eine Rolle spielen könnte [Mil62]. Khaledi et al. beschreiben weiter, dass, insbesondere bei stark voneinander abweichenden Fließ-eigenschaften, das auf der Basis von Bays Modell entwickelte Grenzflächen-element für das Kaltpressschweißen nicht angewendet werden kann. Grund dafür ist die hohe Scherspannung und die daraus resultierende Relativbewegung. [Kha19b]

Die Vermutung, dass auch bei den vorliegenden Proben eine hohe Relativbewegung die zuvor aufgebauten Verbindungen zerstören kann, wird

durch die Berechnung der Relativbewegung zwischen der Stahl- und der Aluminiumseite aus den Simulationsdaten analysiert.

Die Relativbewegung kann erst nach Auftreten erster Verschweißungen diese wieder aufbrechen. Für erste Verschweißungen sind hohe Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung notwendig. Erst nach dem Auftreten erster Verschweißungen bei ausreichender KNS und OV können diese wieder aufbrechen. Deshalb wird die Relativbewegung zum Ende der Umformung ausgewertet. Die Daten werden an der Stelle der höchsten Verbundfestigkeit entnommen. Die Relativbewegung wird bestimmt, indem berechnet wird, wie weit sich zwei Punkte, die sich ursprünglich an der gleichen Position befanden, auseinander bewegen. In Abbildung 9-5 (rechts) sind ausgewählte Ergebnisse beispielhaft für die beiden Materialien Al 1,0 Si S und Al 0,7 Si T6 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sowohl die dargestellte Relativbewegung am Ende des Umformprozesses als auch die Relativbewegung über den gesamten Umformprozess für den Werkstoff Al 0,7 Si T6 höher ausfällt als für Al 1,0 Si T6. Dies ist in dem größeren Unterschied der Ausgangshärten der zu fügenden Materialien und dem geringeren Potential für einen Härteanstieg bei Al 0,7 Si T6 begründet. Eine größere Relativbewegung am Ende des Umformprozesses ist gleichbedeutend mit einer schnelleren und stärkeren Verschiebung der beiden Materialien voneinander weg und somit einem Aufbrechen bereits verschweißter Stellen.

Die sich aus den experimentellen Beobachtungen der unterschiedlichen Aufschweißungsarten ergebende Vermutung, dass eine hohe Relativbewegung zuvor aufgebaute Verbindungen zerstören kann, wird folglich durch die numerischen Ergebnisse untermauert. Ergänzend lässt sich feststellen, dass die Relativbewegung umso höher ist, je stärker die Fließeigenschaften der Fügepartner voneinander abweichen. Im Prozess durch die Relativbewegung aufgebrochene Verschweißungen zeigen sich aufgrund der guten Verbundfestigkeit der lokalen Schweißung als Materialübertrag am Fügepartner (Aluminium an Stahl und Stahl an Aluminium). Dieses so entstandene übertragene Material trägt aber bei der Prüfung der Verbundfestigkeit kaum noch zur Verbundstärke des Bauteils bei. Das unter dem REM detektierte verschmierte Material rührt von während des Umformprozesses

aufgebrochenen Verschweißungen her. Das wie bei einem duktilen Wabenbruch gebrochene Aluminium trägt zur Verbundfestigkeit bei und bricht erst bei der Prüfung.

Dies ist der physikalische Hintergrund, weshalb keine direkte Beziehung zwischen der Menge an übertragenem Aluminium auf der Stahlseite und der Verbundfestigkeit angenommen werden darf. Hier wäre denkbar, die gesamte Fügeoberfläche bzgl. der Menge des verschmierten und des wabenbruchförmigen Aluminiums zu analysieren. Da zur Beurteilung der Art des Aluminiumübertrags hochauflösende REM-Aufnahmen notwendig sind, würden, mit den aktuell verfügbaren technischen Möglichkeiten, allein die Aufnahmen für nur ein Bauteil mehrere Wochen in Anspruch nehmen. Dies ist im Rahmen dieser Arbeit nicht zielführend, weshalb weitere Analysen als Gegenprobe im folgenden Kapitel durchgeführt werden.

9.2 Hohe Verbundfestigkeiten bei geringer Oberflächenvergrößerung

Im vorangegangenen Kapitel konnte nachgewiesen werden, dass durch die Relativbewegung bei unterschiedlichen Fließeigenschaften der Fügepartner lokal verschweißte Verbindungen wieder aufbrechen. Umgekehrt betrachtet bedeutet dies, dass zu einem vorherigen Zeitpunkt bei global gesehen geringerer Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung bereits Verschweißungen vorhanden sind und somit eine hohe Verbundfestigkeit vorliegt.

Die Wärmebehandlung der Legierung kann gezielt dazu genutzt werden, unterschiedliche Fließeigenschaften bei exakt gleicher Materialzusammensetzung zu erzeugen. EN AW 6082 mit Wärmebehandlungszustand O hat eine 50% niedrigere Fließgrenze als derselbe Werkstoff nach einer T6 Wärmebehandlung. Kurz vor dem gemeinsamen Fließpressen werden die T6 Aluminiumlegierungen mit einer Bürstenergie von 16,6 Nm und 100 N Anpressdruck gebürstet, und die O Aluminiumlegierungen mit einer Bürstenergie B_e von 18,6 Nm und 75 Nm Anpressdruck. Abbildung 9-6 zeigt links die Verbundfestigkeit der 3 mm dicken Makrozugproben nach Umformung bis

zum unteren Totpunkt (UT), also nach der 29,4 mm tiefen Umformung der Zylinder durch den Stempel. Rechts dargestellt ist die Verbundfestigkeit nach Umformung bis 6 mm vor dem UT, also nach 23,4 mm Umformung. Es kann für beide Kombinationen der Fügepartner eine Verbundfestigkeit von ca. 115 MPa erzielt werden (vgl. Abbildung 9-6), jedoch bei unterschiedlichen Umformgraden und daraus resultierend unterschiedlicher lokaler Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung. Das durch den Stempel weniger stark umgeformte EN AW6082 O weist eine nur geringfügig geringere KNS auf, da die KNS maßgeblich durch den festeren Stahl-Werkstoff 1.0401 bestimmt wird, während aufgrund der geringeren Umformung die OV allgemein deutlich niedriger liegt. In Bays Modell führt das zu einer geringeren Verbundfestigkeit, was hier experimentell nicht beobachtet werden kann. Auch bei Betrachtung der Prozessfensteranalyse von Wohletz [Woh16b] ist zunächst nicht erklärbar, wie ähnliche Verbundfestigkeiten erzielt wurden.

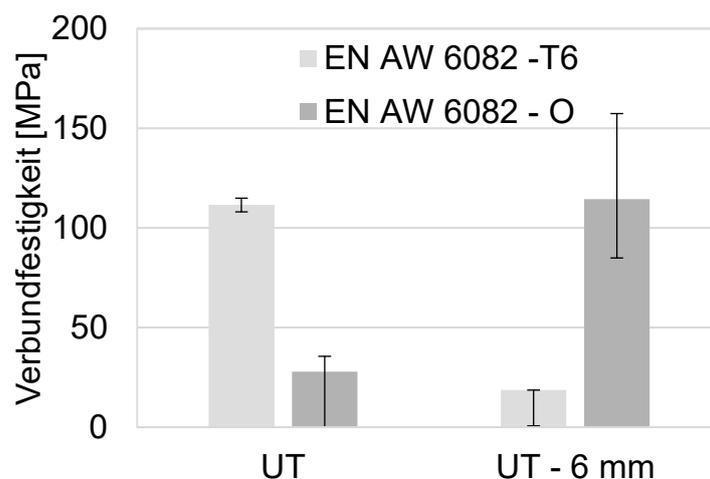


Abbildung 9-6 Verbundfestigkeiten von EN AW 6082 T6 und O am unteren Totpunkt (links) und 6 mm vor dem unteren Totpunkt (rechts).

Dies untermauert den in Kapitel 9.1 beschriebenen Einfluss der Relativbewegung und wirft die Vermutung auf, dass die Relativbewegung die Grenze der benötigten KNS und OV herabsetzt.

Der Einfluss der Relativbewegung bei artungleichen Werkstoffen bzw. stark voneinander abweichenden Fließigenschaften wird im folgenden Kapitel diskutiert und es wird eine Erweiterung der bestehenden Modelle vorgeschlagen.

9.3 Diskussion der Relativbewegung

Die Relativbewegung hat bei unterschiedlichen Fließeigenschaften Einfluss auf die Verbundausbildung. Je stärker sich die Fließspannungen unterscheiden, desto größer ist die Relativbewegung. Diese in den vorhergehenden Experimenten gemachten Beobachtungen haben auch Einfluss auf die Nutzbarkeit der bisher bekannten Modelle des Kaltpressschweißens. Das Modell nach Bay et al. wird in diesem Abschnitt durch weitere Terme ergänzt. Diese Terme beschreiben, dass bereits entstandene Verbindungen, wenn die Spannungen größer als die Verbundfestigkeit sind, wieder aufbrechen. Folglich verringert sich die Verbundfestigkeit des gesamten Bauteils. Die aufgerissenen Flächenanteile reduzieren jeweils die Verbundfestigkeit separat für die Bereiche mit Oxidschicht (erster Term) und mit Kontaminationsschicht (zweiter Term):

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_0} = ((1 - \beta) - \gamma) Y \frac{p - p_E}{\sigma_0} + (\beta - \delta) \frac{Y - Y'}{1 - Y'} \frac{p}{\sigma_0}$$

Die Größe γ ($0 \leq \gamma \leq 1 - \beta$) bezeichnet hier den Anteil der aufgerissenen Flächen im Bereich der Kontaminationsschicht. Entsprechend ist δ ($0 \leq \delta \leq \beta$) der Anteil aufgerissener Flächen im Bereich der Oxidschicht. Dabei konnte im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen nicht geklärt werden, welcher der beiden Anteile den Beobachtungen zugrunde liegt. Das Modell lässt sich durch Wahl entsprechender Werte für die Parameter γ und δ anpassen. Es ist zu vermuten, dass eine Korrelation zwischen γ und δ besteht, die jedoch im Rahmen der Experimente nicht untersucht wurde. Das Kriterium, ab wann $\gamma > 0$ und $\delta > 0$ werden, ist, dass die Schubspannung aufgrund der Relativbewegung höher ist als die Scherfestigkeit lokal verbundener Stellen.

Bei den Experimenten zeigt sich weiter, dass bei niedrigeren OV und KNS durch die Relativbewegung eine hohe Verbundfestigkeit erzielt werden kann. Dieser positive Effekt der Relativbewegung bleibt in dem oben vorgestellten theoretischen Modell unberücksichtigt. Daher gilt es, die Modellvorstellung weiter anzupassen. Zwei Phänomene können dabei Berücksichtigung finden und werden im Folgenden vorgestellt. Eine Vereinfachung in der Darstellung ist, dass die Kontamination und die Oxidschicht zu einer gemeinsamen

Oberflächenschicht (hellgrau) zusammengefasst werden. Abbildung 9-7 zeigt dieses erste Phänomen. Durch die Relativbewegung können aufgebrochene Stellen, an denen Grundmaterial hervortritt, durch Zufall aufeinander verschoben werden. Die hochfest verschweißten Stellen, hier als A gekennzeichnet, haben einen höheren Anteil an der gesamten Fügefläche (Abbildung 9-7 rechts) im Vergleich zu der Situation ohne Relativbewegung (Abbildung 9-7 links). Voraussetzung ist, dass während des Fügeprozesses vorher durch Oberflächenvergrößerung das Grundmaterial freigelegt wurde und kontinuierlich während des Fügeprozesses eine hinreichend große Spannung σ anliegt.

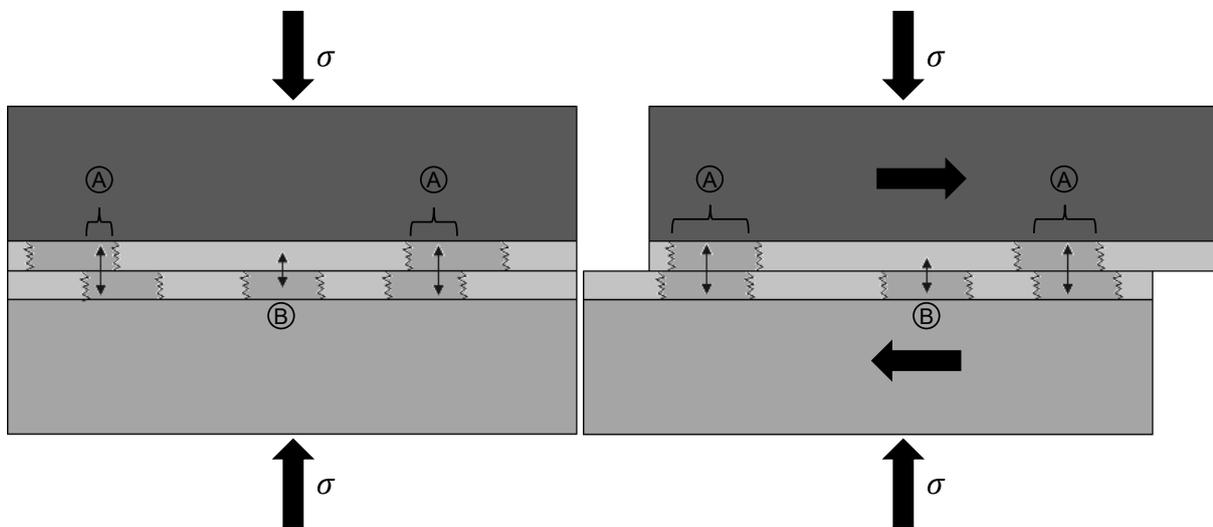


Abbildung 9-7 Schematische Darstellung des Verbundmechanismus artungleicher Materialien: Aufreißen von Deckschichten ohne (links) und mit (rechts) Relativbewegung. Die Bereiche der verschweißten Stellen sind mit A gekennzeichnet.

Das zweite denkbare Phänomen ist, dass Grundmaterial des einen Materials hervortritt und sich an die Oberflächenschicht des anderen Materials bindet (vgl. Abbildung 9-7 Bereich B). Dies ist ein bekanntes Phänomen, das bei der Trockenumformung von Aluminium auf Stahlwerkzeugen als adhäsiver Verschleiß auftritt [Fle21]. Aufgrund dieser Bindung reißt die Oberfläche des Fügepartners an exakt dieser Stelle auf, wie in Abbildung 9-8 Bereich B dargestellt. Dieses Phänomen tritt unabhängig von der Relativbewegung auf, ist jedoch bei artungleichen Materialien mutmaßlich häufiger. Hintergrund ist, dass bei artungleichen Materialien die Oberflächenschichten bei unterschiedlichen Oberflächenvergrößerungen aufreißen. Der Flächenanteil, bei dem eine

freigelegte Oberfläche einer Stelle mit Oberflächenschicht bestehend aus Verschmutzung und/oder Oxiden gegenüberliegt, ist bei artgleichen Materialien geringer als bei artungleichen.

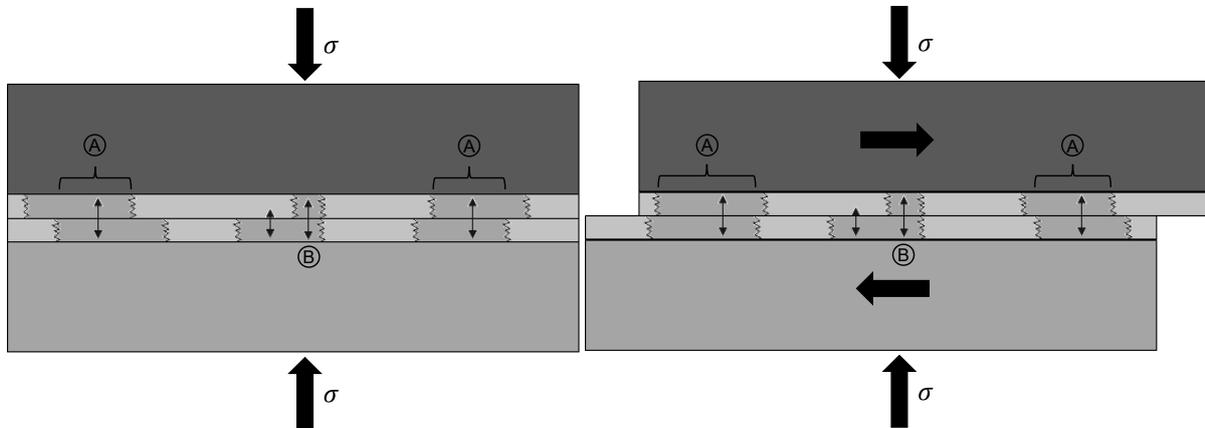


Abbildung 9-8 Schematische Darstellung des Aufreißens der Oberflächenschichten im Bereich B und daraus resultierende Verschweißung ohne (links) bzw. mit (rechts) Relativbewegung.

Beide Phänomene sind durch die Prozessführung begrenzt beeinflussbar. Dies spiegelt sich auch in der erhöhten Streuung der experimentellen Ergebnisse aus Kapitel 9.2 wider.

Ab welcher Oberflächenvergrößerung Grundmaterial freigelegt wird, kann durch Oberflächenpräparation beeinflusst werden. An welcher Stelle Grundmaterial freigelegt wird, unterliegt bei den im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Oberflächenpräparationen vor allem dem Zufall. Zukünftig wäre denkbar, die Oberflächenschichten auf mikroskopischer Ebene gezielt so zu strukturieren, dass das Bruchverhalten beeinflusst wird. Außerdem könnten beim Fügen unterschiedlicher Materialien zu Beginn der Umformung Relativbewegungen gezielt eingeleitet werden. Zu einem späteren Zeitpunkt der Umformung, wenn Oberflächenvergrößerungen und Kontaktnormalspannungen groß genug zum Kaltfließpressschweißen sind, muss die Relativbewegung dann jedoch gehemmt bzw. wenn möglich vollständig verhindert werden. Hierzu könnten neuartige Werkzeugdesigns, mehrstufige Prozesse oder ein KI-basiertes Lernen, unter welchen Kontaktbedingungen an OV, KNS und RB eine stoffschlüssige Verbindung mit hoher Verbundfestigkeit erzielt wird, einen Beitrag leisten.

10 Umsetzung der Erkenntnisse

Die wissenschaftlichen Ergebnisse dieser Arbeit werden dadurch vervollständigt, dass sie auf ihre Anwendbarkeit im industriellen Umfeld hin überprüft werden. Dazu sind folgende Fragen für die Umsetzung interessant:

- Können die FE-Analysen auch mit anderen handelsüblichen Programmen durchgeführt werden?
- Wie kann eine Prozesskette zur Auslegung bzw. Herstellung und Prüfung stoffschlüssig gefügter Bauteile in der Industrie aussehen?
- Wie können andere Geometrien und Materialpaarungen umgesetzt werden?
- Welche Bauteilfestigkeit hat das gefügte Bauteil in einer realen Anwendung?

Im Rahmen dieses Kapitels wird auf jede dieser Fragestellungen in einem eigenen Unterkapitel eingegangen. Ein neues Bauteil kann mit geringem Aufwand erfolgreich ausgelegt und stoffschlüssig verbunden werden. Die Verbundfestigkeit ist dabei hoch, kann jedoch mit den optimalen Bedingungen aus den wissenschaftlichen Ergebnissen bzgl. der Oberflächenreinheit zukünftig noch erhöht werden. Die Napfgeometrie der wissenschaftlichen Untersuchungen ist einem realen Wellenteil nachempfunden. Diese werden üblicherweise auf Torsion beansprucht, weshalb die Torsionsfestigkeit des Bauteils überprüft wird.

10.1 Prozessauslegung eines stoffschlüssig gefügten Bauteils

Aus den wissenschaftlichen Erkenntnissen der vorangehenden Kapitel ergeben sich Grenzen der Übertragbarkeit auf andere Bauteile. Im Folgenden wird unter Berücksichtigung dieser Grenzen beschrieben, wie ein weiterer Umformprozess

und ein neues Werkzeug für ein neues Bauteil ausgelegt werden. Ziel ist es, eine alternative Geometrie unter anderen Kontaktbedingungen stoffschlüssig zu fügen.

Hohe OV und KNS sind notwendig, um einen Stoffschluss zu erzeugen. Weiterhin muss der Zeitpunkt der Relativbewegung durch die Werkstückgeometrie und Materialien beeinflusst oder diese gar vermieden werden. Deshalb wird als Demonstrationsbeispiel eine Kugel mit Hohlraum aus zwei Napfhälften aus EN AW 6082 T6 hergestellt. Die Kugelgeometrie mit Hohlraum ist vielversprechend, da Kugeln üblicherweise in geschlossenen Gesenken hergestellt werden. In Gesenken kann die KNS auch werkzeugseitig und nicht nur, wie in den dargestellten wissenschaftlichen Ergebnissen, werkstoffseitig beeinflusst werden. Das Werkzeug zur Herstellung einer 20 mm großen Hohlkugel wurde im Rahmen einer studentischen Arbeit ausgelegt [Beh17**]. Die Geometriedaten dazu befinden sich im Anhang A5. Zur Herstellung der Hohlkugel sollen einfache Vorformen genutzt werden, weshalb zwei Näpfe als Ausgangsmaterial dienen. Damit eine ausreichende KNS entsteht, wird das theoretische Prozessfenster wie folgt ermittelt:

1. Volumen der Kugel und der gewählten Näpfe inklusive Hohlraumvolumen angleichen.
2. Da das Hohlvolumen bei der Umformung komprimiert wird, muss das Gesamtvolumen vor der Umformung das finale Kugelvolumen übersteigen.

Abbildung 10-1 zeigt das Prozessfenster, das zur Vorauslegung der benötigten Werkzeug- und Halbzeuggeometrien für die Fertigung einer Kugel mit einem Durchmesser von 20 mm genutzt wird. Variiert werden die Höhe H und der Radius r der Vorform. Wenn H und r so gewählt werden, dass sie in Bereich A liegen, ist nicht ausreichend Volumen zum Füllen der Kugel vorhanden. Werden die Größen aus Bereich B gewählt, ist eine vollständige Füllung unter Berücksichtigung des Gratvolumens und der Kompression des Hohlraums gewährleistet. Durch diese theoretische Vorauslegung ist der Auslegungsaufwand in den folgenden FE-Simulationen deutlich reduziert.

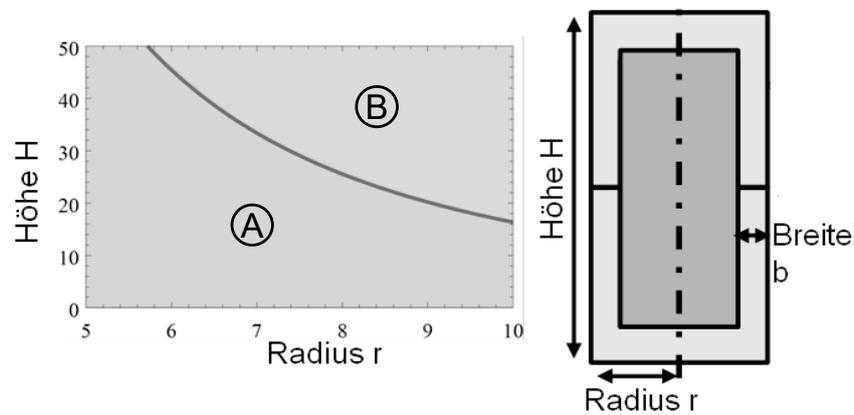


Abbildung 10-1 Prozessfenster zur Auslegung des benötigten Pressvolumens für eine Kugel mit Durchmesser 20 mm. Dargestellt sind links Bereich A (keine vollständige Füllung) und Bereich B (vollständige Füllung) sowie rechts die Geometriedaten

Abbildung 10-2 zeigt eine FE-Simulation des umgeformten Bauteils (Mitte). Die numerische Auslegung der Wandbreite (b) sowie der exakten Höhe (H) und des Radius (r) berücksichtigt weitere typische Prozessgrenzen. Die Napfwände dürfen nicht ausknicken, damit sie an der in Abbildung 10-2 vergrößert dargestellten Position die für den Stoffschluss benötigten hohen OV und KNS zeigen.

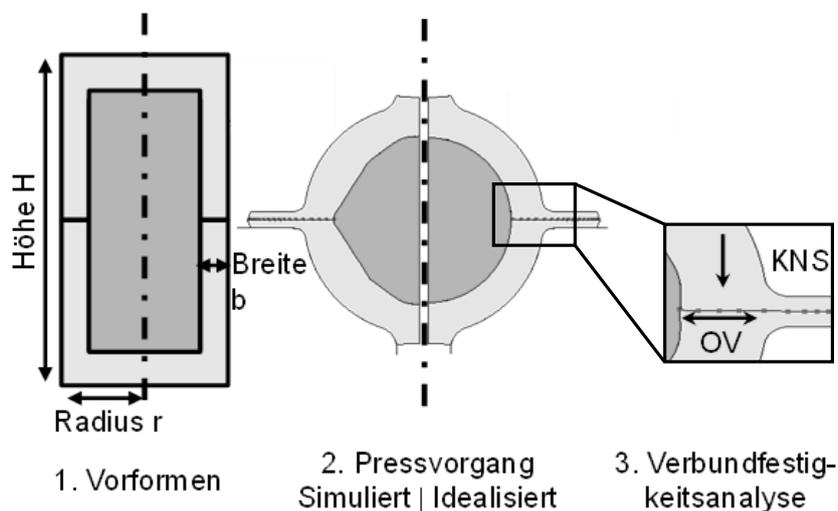


Abbildung 10-2 Einstufiger Pressvorgang aus zwei Näpfen zur Kugelherstellung

Abbildung 10-3 zeigt die Simulationsergebnisse aus Simufact Forming von OV und KNS für gefügte Näpfe mit $b = 4$ mm, $H = 28$ mm und $r = 8$ mm. Über dem gesamten Bereich, in dem die beiden Näpfe aufeinandertreffen (Punkte 1-5),

liegen eine OV und eine KNS vor, bei denen das Material EN AW 60852 T6 in den vorangegangenen Arbeiten verschweißt wurde. Die finale OV und KNS sind bei dieser Napfgeometrie am weitesten von der Prozessgrenze aus [Woh16b] entfernt. Dadurch kann mit hoher Sicherheit davon ausgegangen werden, dass ein Stoffschluss auch experimentell erzielt wird. Mit diesen numerisch ausgelegten Werkstückgeometrien wird deshalb anschließend das Experiment durchgeführt.

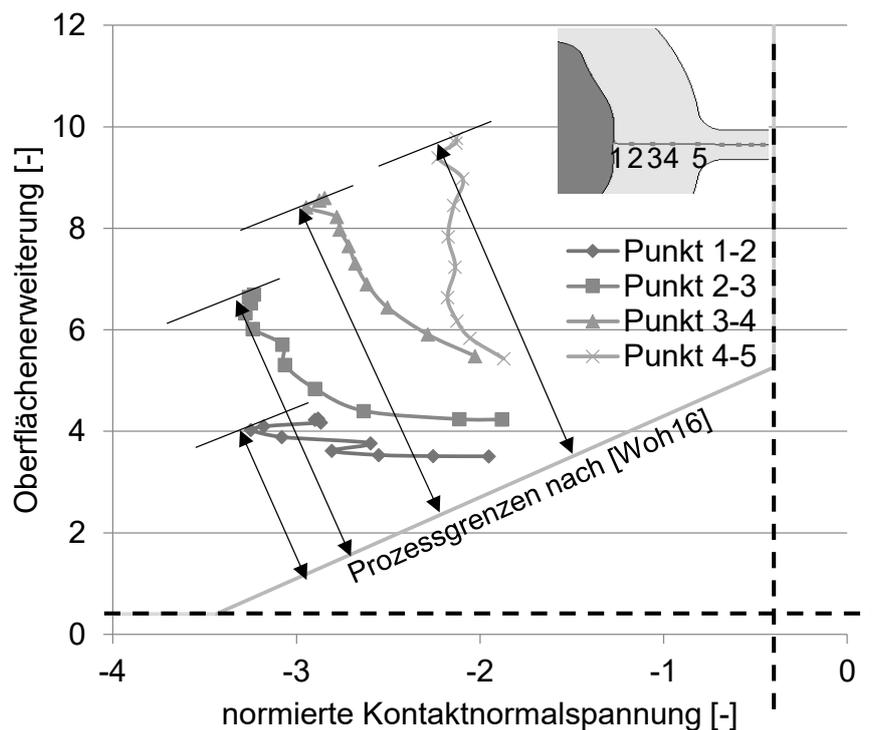


Abbildung 10-3: Lokale tribologische Lasten aus der numerischen Prozessauslegung mit Prozessgrenzen aus [Woh16b] für Aluminium-Aluminium-Verbunde aus [Beh17**]

10.2 Prozesskette zur Herstellung einer Hohlkugel

Zum experimentellen Nachweis wird zusätzlich zum Pressen (also dem Fügen selbst) eine im industriellen Umfeld umsetzbare Prozesskette benötigt. Die Napfgeometrie wird im Rahmen dieser Arbeit durch Drehen aus Vollzylindern gefertigt, da nur wenige Bauteile benötigt werden. Die Wärmebehandlung entfällt, da bereits bei der Fertigung der Werkstoff EN AW 6082 T6 verwendet wurde. Anschließend werden die Bauteile direkt für die Oberflächenpräparation in einen Adapter gespannt. Dieser erlaubt es, die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte, automatische Bürstvorrichtung einzusetzen. Auch die in Kapitel 8.2

ermittelten Bürstparameter mit einer Bürstenergie $B_e = 16,6 \text{ Nm}$ werden analog übernommen. Die gebürsteten Nöpfe werden dann innerhalb von 5 Minuten gemeinsam kaltpressgeschweißt. Beim Umformvorgang ist die exakte Positionierung der beiden Napfhälften aufeinander, insbesondere bei geringen Napfwanddicken, eine Herausforderung. Hierfür kann bei Bedarf ein geeignetes Konzept für eine industrielle Massenproduktion ausgearbeitet werden. Eine präzise Positionierung kann durch entsprechende Automatisierung, Prozessmesstechnik und Pressenwahl gewährleistet werden. Drei aus den Simulationen als besonders aussichtsreich identifizierte Napfgeometrien werden erfolgreich mit dieser Prozesskette stoffschlüssig gefügt. Diese sind in Tabelle 10-1 dargestellt.

Tabelle 10-1 Ausgewählte Napfgeometrien zur Hohlkugelherstellung durch Kaltpressschweißen

Variante	Napfhöhe H	Napfradius r	Wanddicke b
1	18 mm	16 mm	4 mm
2	18 mm	16 mm	5 mm
3	16 mm	18 mm	5 mm

Die Ergebnisse in Form von Kugelvorförmungen sowie der Nachweis eines Stoffschlusses anhand der duktilen Brüche sind im folgenden Kapitel dargestellt.

10.3 Prüfung stoffschlüssig gefügter Bauteile im industriellen Umfeld

Die aktuell aus der Forschung bekannten Berechnungsmodelle zur Vorhersage der Verbundfestigkeit sind nicht exakt, weshalb immer eine Bauteilprüfung notwendig ist. Diese sollte idealerweise nach einem ersten Modellversuch erfolgen und prüfen, ob eine hochfeste Verbindung bzw. der Stoffschluss erzielt werden konnte. Dazu stehen grundsätzlich zerstörungsfreie oder zerstörende

Prüfverfahren zu Verfügung. Eine zerstörungsfreie Methode für das Kaltfließpressschweißen könnte ähnlich den Methoden beim Hochgeschwindigkeitsfügen die Ultraschallprüfung sein. [Nie22] Hierzu sind aber noch weitere Untersuchungen notwendig. Die zerstörenden Verfahren können weiter in qualitative und quantitative Verfahren gegliedert werden. Beide Verfahrenstypen wurden für das Kaltfließpressschweißen im Rahmen dieser Arbeit analysiert und können zukünftig auch in der Industrie Anwendung finden.

10.3.1 Mikroskopische Analyse des Stoffschlusses

Eine Möglichkeit zur Analyse, ob ein Stoffschluss entstanden ist, besteht darin, die Bauteile nach der Umformung mikroskopisch zu betrachten. Dazu wird aufgrund der Ergebnisse dieser Arbeit ein Rasterelektronenmikroskop empfohlen. Dieses hat eine hinreichend genaue Auflösung, um zu detektieren, ob ein duktiler Bruch stattgefunden hat. Dies ist ein eindeutiges Zeichen, dass die beiden Werkstücke an den entsprechenden Stellen hochfest verbunden waren. Höchstaufgelöste STEM Aufnahmen und Querschliffe müssen nicht angefertigt werden. Abzuraten ist von lichtmikroskopischen Aufnahmen, da damit nach dem Pressvorgang, unabhängig von der Verbundfestigkeit, kein Spalt zwischen den Fügepartnern aufgelöst werden kann.

Eine entsprechende Analyse wird für die hier vorgestellten Hohlkugeln durchgeführt. Abbildung 10-4 oben zeigt die real gefügte Hohlkugel vor und nach der Umformung. Zur besseren Visualisierung des Hohlraums ist bei dem oberen Zylinder ein Segment herausgetrennt worden. Durch einen einstufigen Pressvorgang entsteht aus den beiden Näpfen die Kugel. Das überstehende Material am Fugerand kann anschließend in einem spanenden Prozess, wie er für Kugeln üblich ist, abgetragen werden. Nach dem Abdrehen haften die beiden Kugelhälften immer noch aneinander.

Da die hergestellten Hohlkugeln nicht sinnvoll entlang der Fügenaht getrennt werden konnten, um die Fügefläche zu analysieren, wird hier auf eine mit Füllmaterial gefügte Kugel zurückgegriffen. Das Füllmaterial ist ein Kunststoff, der beim Fließpressen einen Innendruck aufbaut, der so hoch ist, dass die Kugel nach dem Fügen durch die elastischen Eigenschaften des Kunstoffs (hier Viton) wieder auseinander gedrückt wird. Somit kann im Anschluss mikroskopisch

geprüft werden, ob ein duktiler Bruch und damit ein Stoffschluss vor dem Auffedern der Kugelhälften vorliegt. Abbildung 10-4 unten zeigt deutlich die Wabenbruch-strukturierte Oberfläche, die als Nachweis hoher Verbundfestigkeiten und eines Stoffschlusses gesehen werden kann (vgl. Kapitel 9.1).

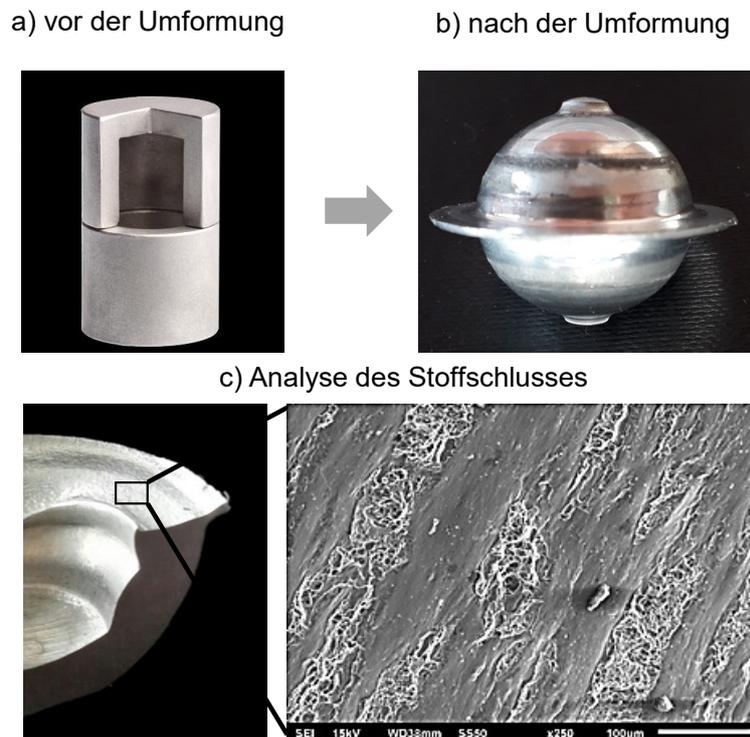


Abbildung 10-4 Herstellung einer Hohlkugel aus EN AW 6082 T6 vor a) und nach b) der Umformung sowie mikroskopische Analyse des Stoffschlusses eines Bauteils nach der Umformung c)

10.3.2 Zerstörende Beurteilung der Bauteilfestigkeit unter realen mechanischen Beanspruchungen

Die mechanische Prüfung der Bauteilfestigkeit sollte im industriellen Umfeld immer möglichst nahe an die Beanspruchungen, denen das Bauteil im realen Betrieb standhalten muss, angepasst werden. Dies ist für Kugeln, die üblicherweise mit Druckbelastungen beansprucht werden, nicht interessant, da durch Druck der Verbund ggf. sogar noch verstärkt wird. Deshalb wird hier beispielhaft auf das Bauteil, das für die zuvor vorgestellten wissenschaftlichen Untersuchungen genutzt wurde, zurückgegriffen. Dies ist einem Wellenbauteil nachempfunden, das im Betrieb auf Torsion belastet wird.

Grundlage ist die einfache Prozesskette, bei der die zu fügenden Zylinder nach der Anpassung der Oberflächeneigenschaften durch Bürsten auf der automatisierten Bürstvorrichtung mit $B_e = 16,6 \text{ Nm}$ für das Aluminium präpariert werden. Die Messung der Torsionsfestigkeit soll frei von Innen- oder Außendruck auf die Fügenaht durchgeführt werden, damit das Messergebnis nicht verfälscht wird. Deshalb wird ein Sechskant aus dem zylindrischen Wellenabschnitt herausgefräst (vgl. Abbildung 10-5), der von einem entsprechenden Gegenstück auf der Torsionsprüfeinrichtung aufgenommen wird. [Ger19*]

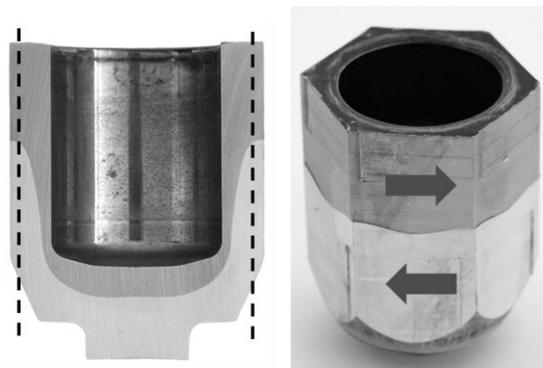


Abbildung 10-5 Darstellung der Torsionsprobe

Die Messung der Torsionsfestigkeit wird mit einer Maschine der Firma CEH und einem Messaufnehmer vom Typ HBM TB2 1 kNm durchgeführt. Es wurde experimentell nachgewiesen, dass die Tragfähigkeit der stoffschlüssig gefügten Probe oberhalb der Messgrenze der Messvorrichtung von 2000 Nm liegt. Dies entspricht einer Schubspannung von über 175 MPa. Ein identisches Bauteil aus EN AW 6082 T6 würde dieser Belastung ebenfalls standhalten.

10.4 Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde gezeigt, dass die wissenschaftlichen Erkenntnisse auf eine andere Simulationssoftware (hier: Simufact Forming) übertragen werden können. Die Oberflächenpräparation aus den in dieser Arbeit analysierten Methoden wurde erfolgreich angewendet. Die Werkzeuggeometrie und Materialauswahl wurden so gewählt, dass keine Relativbewegung auftritt, da

diese aktuell nicht gezielt beeinflusst werden kann. Somit konnte ein neues Bauteil, eine Hohlkugel, mit den Kenntnissen dieser Arbeit so ausgelegt werden, dass eine hochfeste kaltpressgeschweißte Verbindung mit geringem Aufwand umgesetzt werden kann. Das Wissen, wie der Verbundmechanismus mit EN AW 6082 abläuft, wurde genutzt, um EN AW 6082 T6 mit sich selbst hochfest zu verbinden. Der Stoffschluss wurde durch mikroskopische Untersuchungen nachgewiesen. Die resultierenden Bauteile zeigen auch unter dem realen Bauteilbetrieb angenäherten Beanspruchungen eine hohe Verbundfestigkeit.

11 Zusammenfassung

Zukünftig werden Bauteile immer mehr dahingehend geprüft werden, wo Material und Gewicht gezielt eingespart werden können. Damit einhergehend müssen die lokalen Belastungen analysiert werden. Die Information, welche Stellen eines Bauteils hoher Belastung standhalten müssen, dient bei der Auslegung dazu, dass diese mit hochfesten Materialien wie Stahl ausgeführt werden können. Die weniger belasteten Stellen des Bauteils können dann aus einem leichteren Werkstoff wie z.B. Aluminium bestehen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde untersucht, wie diese Werkstoffkombination zukünftig dreidimensional, hochfest, ressourcenschonend und kostengünstig durch die Technologie des Kaltfließpressschweißens gefügt werden kann.

Bewiesen wurde, dass durch Kaltfließpressschweißen Aluminium und Stahl erfolgreich hochfest miteinander verschweißt werden können. Die erzielbaren Verbundfestigkeiten liegen mit bis zu 264 MPa deutlich über der Ausgangsfestigkeit des Aluminiums. Auch in Torsionsversuchen, die der zukünftigen Beanspruchung des gefertigten Bauteils entsprechen, erträgt dieses Schubspannungen von über 175 MPa.

Der Bindungscharakter einer kaltpressgeschweißten Stahl-Aluminium-Verbindung wurde auf atomarer Ebene geklärt. Der kovalente Bindungscharakter zwischen reinem Aluminium und Eisen führt zu der beobachteten hohen Verbundfestigkeit. Weder Form- noch Reibkraftschluss trägt einen signifikanten Anteil zur Verbundfestigkeit bei.

Zur Herstellung ist eine Prozesskette mit mehreren wichtigen Prozessschritten notwendig. Jeder einzelne Prozessschritt unterliegt Streuungen. Diese wurden analysiert und minimiert, so dass reproduzierbar mehrere Bauteile höchster Verbundfestigkeiten mit weniger als 8 % Abweichung gefügt werden können. Eine hohe Viskosität des Schmierstoffs auch bei hohen Kontaktnormalspannungen ermöglicht das Verschweißen der Fügepartner.

Der Schwerpunkt dieser Arbeit lag zum einen auf den Oberflächeneigenschaften und zum anderen auf dem gezielten Einstellen der Fließeigenschaften beider Materialien. Dabei stellte sich heraus, dass das Bruchverhalten der Oberflächenschichten unabhängig von deren Zusammensetzung ein wichtiger Parameter ist. Die Kontamination, die nach einer entsprechenden Oberflächenpräparation zurückbleibt, ist jedoch ausschlaggebend dafür, wie hoch die maximal erzielbare Verbundfestigkeit ist.

Bei der Analyse der Fließeigenschaften zeigte sich, dass die Relativbewegung bei ungleichen Materialien mit der FEM ausgewertet werden kann. Eine Relativbewegung ist für höchste Verbundfestigkeiten zu vermeiden. Jedoch zeigte sich auch, dass diese gezielt genutzt werden kann, um auch bei geringen Oberflächenvergrößerungen Materialien mit unterschiedlichen Fließeigenschaften erfolgreich stoffschlüssig zu fügen. Proben mit einem Fließspannungsverhältnis von 1:3 können mit einer Verbundfestigkeit von ca. 120 MPa verbunden werden, was der Zugfestigkeit des Aluminiumwerkstoffs vor der Umformung entspricht. Der Parameter der Relativbewegung wurde diskutiert, wodurch eine Ergänzung der bestehenden theoretischen und phänomenologischen Modelle resultiert.

Es wurde gezeigt, dass die numerische Simulation zur Prozessauslegung genutzt werden kann. Die FE-Methode liefert zuverlässige Werte zur Analyse des Einflusses unterschiedlicher Fließspannungen und der damit verbundenen tribologischen Lasten in der Kontaktzone. Die Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannungen werden ausgewertet. Hinzu kommt die Betrachtung der Relativbewegung, die aktuell nur in Simulation analysiert werden kann und Aufschluss darüber gibt, ob gegen Ende des Umformprozesses stoffschlüssig verbundene Zonen wieder aufbrechen.

In Abbildung 11-1 ist die Steigerung der Verbundfestigkeit und Reproduzierbarkeit dargestellt, die durch die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit erzielt wurde. Die Abbildung zeigt drei Versuchsreihen der Materialkombination EN AW 6082 T6 mit 1.0401 GKZ. Wenn diese ohne jegliche Einschränkungen oder gezielte Maßnahmen gemeinsam fließgepresst werden, können Bauteile hoher Verbundfestigkeit sowie auch Bauteile ohne

jegliche Verbindung resultieren. Durch die Einengung der Werkstoffeigenschaften wurde eine deutlich verbesserte Reproduzierbarkeit erzielt. Wenn zusätzlich zu reproduzierbar hohen Aluminiumfestigkeiten die Oberflächeneigenschaften und in besonderem Maße die Kontamination gezielt eingestellt sind, können Verbunde mit Festigkeiten deutlich über der eines ausschließlich aus Aluminium bestehenden Bauteils erzielt werden. Diese Verbundfestigkeit, die höher als die Zugfestigkeit des Aluminiumwerkstoffes ist, ist auf die Kaltverfestigung und die starke kovalente Bindung zwischen den Grundmaterialien zurückzuführen.

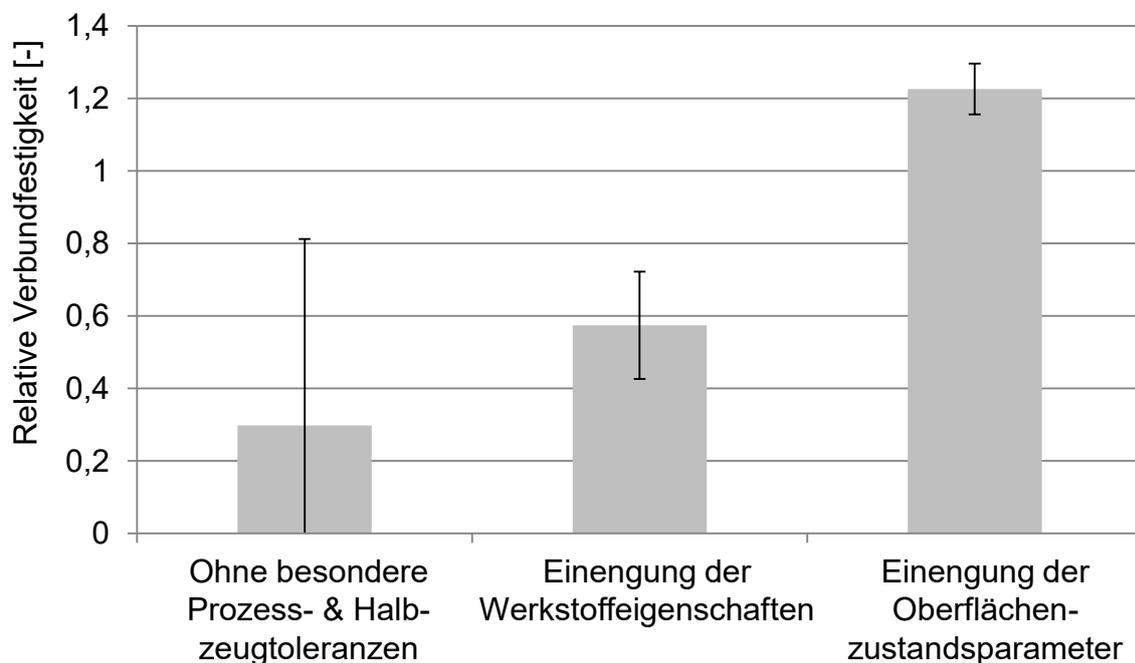


Abbildung 11-1 Erzielbare Verbundfestigkeiten und Reproduzierbarkeit in Abhängigkeit der Einengung der Eingangsparameter für die Fügepartner 1.0401 und EN AW 6082 T6

Größter weiterer Forschungsschwerpunkt könnte die Implementierung des erweiterten theoretischen Modells in einer FE-Software sein, sodass eine experimentelle Überprüfung zukünftig nicht mehr erforderlich ist. Um den vorgestellten Prozess auch industriell einfach umzusetzen, kann die entwickelte automatisierte Oberflächenpräparation durch Bürsten genutzt werden. In weiteren Untersuchungen und Entwicklungen kann geprüft werden, ob in Kooperation mit einem Unternehmen auch ein Ätzen der Fügeflächen

wirtschaftlich realisierbar ist. Dies ist eine Herausforderung für die industrielle Umsetzung, da Laborequipment zur Handhabung der Ätzmittel, bei denen es sich um Gefahrenstoffe handelt, benötigt wird und gleichzeitig die Laborumgebung nah an der Presse, die den Fügeprozess durchführt, lokalisiert sein muss.

Der Fortschritt, den die Ergebnisse dieser Arbeit zum Kaltfließpressschweißen beitragen, kann in der Zukunft dazu genutzt werden, neue verbesserte Bauteile und Anwendungen von Multi-Materialbauteilen zu ermöglichen. Dies wurde bereits durch die Auslegung einer kaltpressgeschweißten Kugel beispielhaft gezeigt.

Literaturverzeichnis

Zur besseren Übersicht sind hier und im Text die von der Autorin (mit-) veröffentlichten Quellen mit einem * gekennzeichnet sowie die von der Autorin (mit-)betreuten studentischen Arbeiten mit **.

- [Abd14] Abdulrahman, A.; Wohletz, S.; Krieger, W.; Kostka, A.; Groche, P.; Erbe, A.: Nanoscale Understanding of Bond Formation during Cold Welding of Aluminum and Steel. In: *Advanced Materials Research* 966-967, S. 445–452. 2014
- [AIA17**] Al Aboud, A.; Becker M.; Birhimeoglu S.; Korte M.; Melsa S.; Said O., W. Franke, B. Niessen, C. Gerlitzky: Regelung einer Bürstvorrichtung. TU Darmstadt, PtU. 2017
- [Arb19] Arbo; Bergh; Holmedal; Vullum; Westermann: Relationship between Al-Ni intermetallic Phases and Bond Strength in Roll Bonded Steel-Aluminum Composites with Nickel Interlayers. In: *Metals* 9, Nr. 8, S. 827. 2019
- [Arb18] Arbo, S. M.; Westermann, I.; Holmedal, B.: Influence of Stacking Sequence and Intermediate Layer Thickness in AA6082-IF Steel Tri-Layered Cold Roll Bonded Composite Sheets. In: *Key Engineering Materials* 767, S. 316–322. 2018
- [Mat23a] Arnold, B.: *Material Magazin*. URL <https://www.materialmagazin.com/index.php/gute-frage/welche-sind-die-wichtigsten-werkstoffe> – Überprüfungsdatum 2023-10-31
- [Ata14] Atabaki, M. M.; Nikodinovski, M.; Chenier, P.; Ma, J.; Harooni, M.; Kovacevic, R.: *Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview*.

- In: Journal for Manufacturing Science and Production 14, Nr. 2, S. 59–78. 2014
- [Bal04] Baldan, A.: Adhesively-bonded joints and repairs in metallic alloys, polymers and composite materials: Adhesives, adhesion theories and surface pretreatment. In: Journal of Materials Science 39, Nr. 1, S. 1–49. URL <https://link.springer.com/article/10.1023/B:JMSC.0000007726.58758.e4>. 2004
- [Bam14] Bambach, M.; Pietryga, M.; Mikloweit, A.; Hirt, G.: A finite element framework for the evolution of bond strength in joining-by-forming processes. In: Journal of Materials Processing Technology 214, Nr. 10, S. 2156–2168. 2014
- [Bay79] Bay, N.: Cold Pressure Welding—The Mechanisms Governing Bonding. In: Journal of Engineering for Industry 101, Nr. 2, S. 121–127. 1979
- [Bay81] Bay, N.: Cold Pressure Welding- A theoretical Model For The Bond Strength. The Institution of Metallurgists (1981), S. 47–62. In: The Institution of Metallurgists, Nr. 18, S. 47–62. 1981
- [Bay85a] Bay, N.; Clemensen, C.; Juelstorp, O.; Wanheim, T.: Bond Strength in Cold Roll Bonding. In: CIRP Annals 34, Nr. 1, S. 221–224. 1985
- [Bay85b] Bay, N.; Clemensen, C.; Juelstorp, O.; Wanheim, T.: Bond Strength in Cold Roll Bonding. In: CIRP Annals 34, Nr. 1, S. 221–224. 1985
- [Bay85c] Bay, N.: Friction and adhesion in metal forming and cold welding D.Sc. 1985
- [Bay10] Bay, N.; Azushima, A.; Groche, P.; Ishibashi, I.; Merklein, M.; Morishita, M.; Nakamura, T.; Schmid, S.; Yoshida, M.: Environmentally benign tribo-systems for metal forming. In: CIRP Annals 59, Nr. 2, S. 760–780. 2010
- [Bay83] Bay, Niels: Mechanisms Producing Metallic Bonds in Cold Welding, Welding Journal (1983) 137-142: Mechanisms Producing Metallic

- Bonds in Cold Welding, *Welding Journal* (1983) 137-142. 1983, S. 137–142
- [Beh17**] Behrendt, M., C. Gerlitzky: Untersuchungen zur Integration von Hohlräumen in kaltpressgeschweißte Multimaterial-Bauteile. Produktionstechnik und Umformmaschinen. Masterthesis. 2017
- [Bom82] Bomas, H.: Quenching Rate of AlMgSi Alloys Affects the Strength Values'. In: *Maschinemarkt*, Nr. 88. 1982
- [Bri64] Bridgman, P. W.: *Studies in Large Plastic Flow and Fracture - With Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure*. s.l.: Harvard University Press. 1964
- [Bun19] Bundesregierung: Klimaschutzprogramm 2030 - Klimaschutzprogramm 2030 der Bundesregierung zur Umsetzung des Klimaschutzplans 2050. Berlin, 2019
- [Cap06] Capelle, K.: A bird's-eye view of density-functional theory. In: *Brazilian Journal of Physics* 36, 4a, S. 1318–1343. 2006
- [Cha19] Chatti, S.; Laperrière, L.; Reinhart, G.; Tolio, T.: *CIRP Encyclopedia of Production Engineering*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. 2019
- [Cha09] Chaudhari, G. P.; Acoff, V.: Cold roll bonding of multi-layered bi-metal laminate composites. In: *Composites Science and Technology* 69, Nr. 10, S. 1667–1675. 2009
- [Cle86] Clemensen C.; Juelstorp O.; Bay N.: Cold Welding 3 Influence of surface preparation on bond strength. In: *Metal Construction*, S. 625–629. 1986
- [Coo14] Cooper, D. R.; Allwood, J. M.: The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214, Nr. 11, S. 2576–2592. 2014
- [Cze20] Czelej, K.; Kurzydłowski, K. J.: Ab initio prediction of strong interfacial bonding in the Fe|Al bimetallic composite system. In: *Scripta Materialia* 177, S. 162–165. 2020

- [Czi20] Czichos, H.; Habig, K.-H.: Tribologie-Handbuch. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. 2020
- [Dan04] Danesh Manesh, H.; Karimi Taheri, A.: Study of mechanisms of cold roll welding of aluminium alloy to steel strip. In: Materials Science and Technology 20, Nr. 8, S. 1064–1068. 2004
- [DEF23] DEFORM 2D: Scientific Forming Technologies Corporation. URL <https://www.deform.com/products/deformd/>. – Aktualisierungsdatum: 2023-03-31 – Überprüfungsdatum 2023-03-31
- [DIN03a] DIN 8582:2003-09: Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung; Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht. Berlin: Beuth Verlag GmbH. 2003
- [DIN03b] DIN 8593-1:2003-09: Fertigungsverfahren Fügen - Teil 1: Zusammensetzen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin: Beuth Verlag GmbH. 2003
- [Doe16] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen. 3. Aufl. 2016. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg (SpringerLink Bücher). 2016
- [Doo18] Doobe, M.: Kunststoffe Erfolgreich Kleben - Grundlagen, Klebstofftechnologien, Best-Practice-Beispiele. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH. 2018
- [Dud23] Duderija, B.; González-Orive, A.; Schmidt, H. C.; Calderón, J. C.; Hordych, I.; Maier, H. J.; Homberg, W.; Grundmeier, G.: Electrografting of BTSE: Zn films for advanced steel-aluminum joining by plastic deformation. In: Journal of Advanced Joining Processes 7, S. 100137. 2023
- [Dud24] Duderija, B.; Sahin, F.; Meinderink, D.; Calderón-Gómez, J. C.; Schmidt, H. C.; Homberg, W.; Grundmeier, G.; González-Orive, A.: Electropolymerization of acrylic acid on steel for enhanced joining by plastic deformation. In: Journal of Advanced Joining Processes 9, S. 100181 – Überprüfungsdatum 2024-02-24. 2024

- [Dup69] Dupré, M. A.: Théorie Mécanique de la Chaleur. Paris : Gauthier-Villars: Théorie Mécanique de la Chaleur. Paris : Gauthier-Villars. 1869
- [DVS11] DVS Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: Pressemitteilung. URL <https://www.verbaende.com/news/pressemitteilung/ohne-fuegetechnik-ist-nix-mit-nachhaltigkeit-ein-statusgespraech-des-dvs-und-der-messe-essen-78345/>
- [Eiz08] Eizadjou, M.; Danesh Manesh, H.; Janghorban, K.: Investigation of roll bonding between aluminum alloy strips. In: Materials & Design (1980-2015) 29, Nr. 4, S. 909–913. 2008
- [Ell13] Eller D., S. Wohletz: Einfluss der Temperatur und der Oberflächenmorphologie auf das stoff-schlüssige Fügen durch Fließpressen. Technische Universität Darmstadt, Produktionstechnik und Umformmaschinen – PtU. Bachelorthesis. 2013
- [Fle21] Flegler, F.: Trockenumformung von Aluminium. Technische Universität Darmstadt; Shaker Verlag, Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 2021
- [Fri06] Friis, J.; Holmedal, B.; Ryen, Ø.; Nes, E.; Myhr, O. R., Grong, Ø. Furu, T.; Marthinsen, K.: Work Hardening Behaviour of Heat-Treatable Al-Mg-Si-Alloys. In: Materials Science Forum (2006), S. 519–521. In: Materials Science Forum, S. 519–521. 2006
- [Fri12] Fritz, A. H. (Hrsg.); Schulze, G. (Hrsg.): Fertigungstechnik. 10., neu bearb. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg (Springer-Lehrbuch). 2012
- [Gao16] Gao, C.; Li, L.; Chen, X.; Zhou, D.; Tang, C.: The effect of surface preparation on the bond strength of Al-St strips in CRB process. In: Materials & Design 107, S. 205–211. 2016
- [Ger19c*] Gerlitzky, C.; Arbo, S. M.; Westermann, I.; Groche, P.: The influence of silicon in EN AW 6082 alloys on the bond strength in cold pressure welding. In: Proceedings of 22nd ESAFORM 2019.

- [Ger15*] Gerlitzky, C., S. Wohletz: Optimierung des Materialeinsatzes durch kombiniertes Fügen und Fließpressen. TU Darmstadt, PtU. 2015
- [Ger18b*] Gerlitzky, C.; Volz, S.; Groche, P.: Brushing for High Performance Cold Pressure Welded Bonds. In: Key Engineering Materials 767, S. 309–315. 2018
- [Ger19a*] Gerlitzky, C.; Kuhn, C.; Groche, P.; Tran, T. H.; Zhang, S.; Peter, N. J.; Rohwerder, M.: 3D cold pressure welded components – From the bonding mechanisms to the production of high strength joints. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 50, Nr. 8, S. 913–923. 2019
- [Ger19*] Gerlitzky, C.; Groche, P.: Wie belastbar sind durch Fließpressen kaltpressgeschweißte Hybridverbunde? Düsseldorf (34. Jahrestreffen der Kaltmassivumformer 2019). 2019
- [Ger19b*] Gerlitzky, C.; Suhr, J. C.; Groche, P.: Cryogenic Brushing as Surface Preparation Technology for Cold Extrusion Welded Bonds. Panama City, Panama, 3.-9. Januar 2019
- [Gil66] Gilbreath, W. P.; SUMSION, H. T.: Solid-phase welding of metals under high vacuum. In: Journal of Spacecraft and Rockets 3, Nr. 5, S. 674–679. 1966
- [Gro14a] Groche, P.; Müller, C.; Keller, M.: A New Concept of the Sliding Compression Test to Independently Investigate the Contact Normal Stress and the Surface Enlargement. In: Advanced Materials Research 939, S. 473–480. 2014
- [Gro14b] Groche, P.; Wohletz, S.; Erbe, A.; Altin, A.: Effect of the primary heat treatment on the bond formation in cold welding of aluminum and steel by cold forging. In: Journal of Materials Processing Technology 214, Nr. 10, S. 2040–2048. 2014
- [Gro14c] Groche, P.; Wohletz, S.; Brenneis, M.; Pabst, C.; Resch, F.: Joining by forming—A review on joint mechanisms, applications and future trends. In: Journal of Materials Processing Technology 214, Nr. 10, S. 1972–1994. 2014

- [Gro16] Groche, P.; Wohletz, S.; Mann, A.; Krech, M.; Monnerjahn, V.: Conjoint Forming - Technologies for Simultaneous Forming and Joining. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 119, S. 12025. 2016
- [Gro17*] Groche, P.; Volke, P.; Gerlitzky, C.; Ostrowski: Adaption of cold forging processes based on temperature measurements. In: Proceedings of the Conference New Developments in Forging Technology. 2017
- [Gum64] Gumm, P.: Kombination von Umformung und Kaltpressschweißen beim Fließpressen und Rohrziehen. Braunschweig, Technische Hochschule Carolo - Wilhelmina. Dissertation. 1964
- [Gum66] Gumm, P.; Ruge, J.: Kaltpreßschweißen von Kupfer und Aluminium in Ziehvorgängen. In: International Journal of Materials Research 57, Nr. 7, S. 509–514. 1966
- [Gup01] Gupta, A. K.; Lloyd, D. J.; Court, S. A.: Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si. In: Materials Science and Engineering: A 316, 1-2, S. 11–17. 2001
- [Haa94] Haats, J.: Verfahrensoptimierung beim Kaltpreßschweißen artverschiedener korrosionsbeständiger Metalle. Als Ms. gedr. Düsseldorf : VDI-Verl., 1994 (Fortschrittberichte VDI / 2 305). Universität Kassel. Dissertation. 1994
- [Hat18] Hatano, R.; Ogura, T.; Matsuda, T.; Sano, T.; Hirose, A.: Relationship between intermetallic compound layer thickness with deviation and interfacial strength for dissimilar joints of aluminum alloy and stainless steel. In: Materials Science and Engineering: A 735, S. 361–366. 2018
- [Haw19] Hawkes, P. W. (Hrsg.); Spence, J. C. H. (Hrsg.): Springer handbook of microscopy. Cham: Springer (Springer handbooks). 2019
- [Hel15] Helmling J., S.Wohletz: Entwicklung einer kombinierten Wärmebehandlung kaltfließpressgeschweißter Bauteile unter Berücksichtigung der Schweiß- und Materialfestigkeit. TU Darmstadt, Produktionstechnik und Umformmaschinen. Bachelorthesis. 2015

- [Her14] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, Redakturin: Fries C.: Neue Methode beim Walzplattieren. In: blechnet (2014)
- [Her17**] Herchenreder, J., C. Gerlitzky: Entwicklung einer Vorrichtung zur reproduzierbaren Herstellung der Oberflächenpräparation durch Bürsten. TU Darmstadt, PtU. Masterthesis. 2017
- [Her89] Herlan, T.: Optimaler Energieeinsatz bei der Fertigung durch Massivumformung - Mit 3 Tab. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 1988. Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo: Springer (Berichte aus dem Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart 99). 1989
- [Hos07] Hosford, W.; Caddell R. M.: Metal forming - Mechanics and metallurgy. Cambridge: Cambridge Univ. Press. 2007
- [ICF01] ICFG - International Cold Forging Group: Doc. 11/01: Steels for cold forging their behaviour and selection. Bambach: Meisenbach Verlag. 2001
- [Ish10] Ishikawa, T.; Yoshida, Y.; Yukawa, N.; Kamiyama, M.; Ogitani, H.; Suganuma, T.: Cold Forge Bonding of Steel and Aluminum Alloy. In: Steel Research International, Nr. 81, S. 322–325. 2010
- [Jam10] Jamaati, R.; Toroghinejad, M. R.: Investigation of the parameters of the cold roll bonding (CRB) process. In: Materials Science and Engineering: A 527, Nr. 9, S. 2320–2326. 2010
- [Jam11] Jamaati, R.; Toroghinejad, M. R.: The Role of Surface Preparation Parameters on Cold Roll Bonding of Aluminum Strips. In: Journal of Materials Engineering and Performance, S. 191–197. 2011
- [Jef15] Jeffrey Fluhrer; Jeffrey Fluhrer (Mitarb.): DEFORM 2D Version 8.1 Users Manual. 2015
- [Jon11] Jones, B. J.; Anguilano, L.; Ojeda, J. J.: Argon plasma treatment techniques on steel and effects on diamond-like carbon structure and delamination. In: Diamond and Related Materials 20, Nr. 7, S. 1030–1035. 2011

- [Kae70] Kaelble, D. H.: Dispersion-Polar Surface Tension Properties of Organic Solids. In: The Journal of Adhesion 2, Nr. 2, S. 66–81. 1970
- [Kam98] Kammer, Catrin (Hrsg.): Aluminium-Taschenbuch. 15. Aufl., 1. überarb. Ausg. Düsseldorf: Aluminium-Verl. 1998
- [Keb14] Kebriaei, R.; Mikloweit, A.; Vladimirov, I. N.; Bambach, M.; Reese, S.; Hirt, G.: A Cohesive Zone Model for Simulation of the Bonding and Debonding in Metallic Composite Structures - Experimental Validations. In: Key Engineering Materials 622-623, S. 443–452. URL <https://www.scientific.net/kem.622-623.443>. 2014
- [Kel63] Keller, D. V.: Adhesion between solid metals. In: Wear 6, Nr. 5, S. 353–365. 1963
- [Kha18a] Khaledi, K.; Rezaei, S.; Wulfinghoff, S.; Reese, S.: A microscale finite element model for joining of metals by large plastic deformations. In: Comptes Rendus Mécanique 346, Nr. 8, S. 743–755. 2018
- [Kha18b] Khaledi, K.; Wulfinghoff, S.; Reese, S.: Finite Element Modeling of Bond Formation in Cold Roll Bonding Processes. In: Key Engineering Materials 767, S. 323–330. URL <https://www.scientific.net/kem.767.323>. 2018
- [Kha19a] Khaledi, K.; Brepols, T.; Reese, S.: A multiscale description of bond formation in cold roll bonding considering periodic cracking of thin surface films. In: Mechanics of Materials 137, S. 103142. 2019
- [Kha19b] Khaledi, K.; Rezaei, S.; Wulfinghoff, S.; Reese, S.: Modeling of joining by plastic deformation using a bonding interface finite element. In: International Journal of Solids and Structures 160, S. 68–79. 2019
- [Kha18c] Khalid, M. Z.; Friis, J.; Ninive, P. H.; Marthinsen, K.; Strandlie, A.: DFT calculations based insight into bonding character and strength of Fe₂Al₅ and Fe₄Al₁₃ intermetallics at Al-Fe joints. In: Procedia Manufacturing 15, S. 1407–1415. 2018
- [Kim12] Kim, S.-H.; Kim, H.-W.; Euh, K.; Kang, J.-H.; Cho, J.-H.: Effect of wire brushing on warm roll bonding of 6XXX/5XXX/6XXX aluminum alloy clad sheets. In: Materials & Design 35, S. 290–295. 2012

- [Klo17] Klocke, F.: *Fertigungsverfahren 4 - Umformen*. 6. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg (VDI-Buch). 2017
- [Kur23] Kurzweil, P.: *Chemie*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. 2023
- [Lan84] Lange, K. (Hrsg.): *Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft - Band 1: Grundlagen*. Berlin, Heidelberg: Springer. 1984
- [Lan08] Lange, K.; Kammerer, M.; Pöhlandt, K.; Schöck, J.: *Fließpressen - Wirtschaftliche Fertigung metallischer Präzisionswerkstücke*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg (SpringerLink Bücher). 2008
- [Le04] Le, H.; Sutcliffe, M.; Wang, P.; Burstein, G.: Surface oxide fracture in cold aluminium rolling. In: *Acta Materialia* 52, Nr. 4, S. 911–920. 2004
- [Lie11] Lienert, Thomas J. (Hrsg.): *ASM handbook*. Materials Park, Ohio: ASM International. 2011
- [Lie12] Liewald, Mathias (Hrsg.): *Kaltmassivumformung: Präzision in Serie*. Überarb. Ausg. Hagen. 2012
- [Li08] Li, L.; Nagai, K.; Yin, F.: Progress in cold roll bonding of metals. In: *Science and Technology of Advanced Materials*, Nr. 2. 2008
- [Liu08] Liu, J.; Li, M.; Sheu, S.; Karabin, M. E.; Schultz, R. W.: Macro- and micro-surface engineering to improve hot roll bonding of aluminum plate and sheet. In: *Materials Science and Engineering: A* 479, 1-2, S. 45–57. 2008
- [LI23] LI, Z.; Rezaei, S.; Wang, T.; Han, J.; Shu, X.; Pater, Z.; Huang, Q.: Recent advances and trends in roll bonding process and bonding model: A review. In: *Chinese Journal of Aeronautics* 36, Nr. 4, S. 36–74. 2023
- [Mar03] Marioara, C.; Andersen, S.; Jansen, J.; Zandbergen, H.: The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β'' phase in a 6082 Al–Mg–Si alloy. In: *Acta Materialia* 51, Nr. 3, S. 789–796. 2003

- [Mat11] Matsubara, T.; Yasui, K.; Yoshida, Y.; Wang, Z. G.; Ishikawa, T.; Suganuma, T.: Influence of processing conditions on joint strength in backward extrusion forged bonding. In: Materials Research Innovations 15, sup1, s443-s445. 2011
- [Mat23b] Matsuda, T.; Hayashi, K.; Iwamoto, C.; Nozawa, T.; Ohata, M.; Hirose, A.: Crack initiation and propagation behavior of dissimilar interface with intermetallic compound layer in Al/steel joint using coupled multiscale mechanical testing. In: Materials & Design 235. 2023
- [Mes22] Meschut, G.; Merklein, M.; Brosius, A.; Drummer, D.; Fratini, L.; Füssel, U.; Gude, M.; Homberg, W.; Martins, P.; Bobbert, M. et al.: Review on mechanical joining by plastic deformation. In: Journal of Advanced Joining Processes 5, S. 100113. 2022
- [ISO18] EN ISO 6507-1:2018-07: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren.
- [Mik14] Mikloweit, A.; Bambach, M.; Pietryga, M.; Hirt, G.: Development of a Testing Procedure to Determine the Bond Strength in Joining-by-Forming Processes. In: Advanced Materials Research 966-967, S. 481–488. 2014
- [Mil62] Milner, D. R.; Rowe, G. W.: Fundamentals of Solid-Phase Welding. In: Metallurgical Reviews 7, Nr. 1, S. 433–480. 1962
- [Moh75] Mohamed, H. A.; Washburn, J.: Mechanism of solid state pressure welding. In: Welding Journal, Nr. 54. 1975
- [Mor13] Mori, K.; Bay, N.; Fratini, L.; Micari, F.; Tekkaya, A. E.: Joining by plastic deformation. In: CIRP Annals 62, Nr. 2, S. 673–694. 2013
- [Mül09] Müller, C.: Schmierung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung mit Einschichtschmierstoffsystemen. Dissertation. 2009
- [Nan23] Nanofocus AG: μ surf-Technologie. URL <https://www.nanofocus.de/technologie/messprinzipien/usurf-technologie/>. – Aktualisierungsdatum: 2023-10-10

- [Nas16] Naseri, M.; Reihanian, M.; Borhani, E.: Bonding behavior during cold roll-cladding of tri-layered Al/brass/Al composite. In: Journal of Manufacturing Processes 24, S. 125–137. 2016
- [Neu10] Neubauer, M.; Schmidtchen, M.; Kawalla R.: Scratch brushing of metallic surfaces as a surface treatment and its influence on the bonding quality of a steel-aluminium clad. In: Proceedings of the 10th International Conference on Steel Rolling. 2010
- [Nie22] Niessen, M. B.: Untersuchungen zur Robustheit von Kollisionsschweißprozessen bei minimalem Energieeintrag. TU Darmstadt, Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 2022
- [Nob23] Nobel Prize Organisation: Nobel Prize in Chemistry 1998 Press Release. URL <https://www.nobelprize.org/prizes/chemistry/1998/press-release/>. – Aktualisierungsdatum: 2023-09-14
- [Ost14] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. 3., neu bearb. Aufl. 2014. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg (VDI-Buch). 2014
- [Owe69] Owens, D. K.; Wendt, R. C.: Estimation of the surface free energy of polymers. In: Journal of Applied Polymer Science 13, Nr. 8, S. 1741–1747. 1969
- [Pet19*] Peter, N. J.; Gerlitzky, C.; Altin, A.; Wohletz, S.; Krieger, W.; Tran, T. H.; Liebscher, C. H.; Scheu, C.; Dehm, G.; Groche, P.; Erbe, A.: Atomic level bonding mechanism in steel/aluminum joints produced by cold pressure welding. In: Materialia 7, S. 100396. 2019
- [Pla12] Plancak M.; Movrin D., Car, Z.; Vilotic, D.; Kacmarcik, I.; Kršulja M.: Bi-metallic cold backward extrusion – Numerical Simulation with experimental verification. In: International Conference on Innovative Technologies, S. 417–420. 2012

- [Pöh04] Pöhlandt, K.; Banabic D., L. K.: On the determination of friction coefficients by ring compression in bulk metal forming. In: UTF-Science, Nr. 3, S. 1–3. 2004
- [Prz85] Przyklenk, Klaus: Bestimmen des Bürstenverhaltens anhand einer Einzelborste. Zugl.: Stuttgart, Univ., Fak. Fertigungstechnik, Diss., 1985: Bestimmen des Bürstenverhaltens anhand einer Einzelborste. Zugl.: Stuttgart, Univ., Fak. Fertigungstechnik, Diss., 1985. Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo : Springer, 1985
- [Rab71] Rabel, W.: Einige Aspekte der Benetzungstheorie und ihre Anwendung auf die Untersuchung und Veränderung der Oberflächeneigenschaften von Polymeren. In: Farbe Lack, S. 997–1005. 1971
- [Rez17] Rezaei, S.; Wulfinghoff, S.; Reese, S.: Prediction of fracture and damage in micro/nano coating systems using cohesive zone elements. In: International Journal of Solids and Structures 121, S. 62–74. 2017
- [Ric99] Rickerby, D. G.; Valdrè, G.; Valdrè, U.: Impact of Electron and Scanning Probe Microscopy on Materials Research. Dordrecht: Springer Netherlands. 1999
- [Rug72] Ruge, J.; Böhme, K.: Stand der Entwicklung und Anwendung des Kaltpreßschweißens. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 3, Nr. 6, S. 286–291. 1972
- [Sch14] Schmidt, H. C.; Rodman, D.; Grydin, O.; Ebbert, C.; Homberg, W.; Maier, H. J.; Grundmeier, G.: Joining with Electrochemical Support: Cold Pressure Welding of Copper – Weld Formation and Characterization. In: Advanced Materials Research 966-967, S. 453–460. 2014
- [Sch18] Schmidt, H. C.; Homberg, W.; Orive, A. G.; Grundmeier, G.; Hordych, I.; Maier, H. J.: Cold pressure welding of aluminium-steel blanks: Manufacturing process and electrochemical surface preparation. In: AIP Conference Proceedings 1960, Nr. 1, S. 50007. 2018

- [Sch19a] Schmidt, H. C.: Ein Beitrag zum stoffschlüssigen Fügen durch plastische Deformation: partielles Kaltpressschweißen durch inkrementelles Walzen. UB-PAD - Paderborn University Library. 2019
- [Sch19b] Schmidt, H. C.; Homberg, W.; Orive, A. G.; Grundmeier, G.; Duderija, B.; Hordych, I.; Herbst, S.; Nürnberger, F.; Maier, H. J.: Joining of blanks by cold pressure welding: Incremental rolling and strategies for surface activation and heat treatment. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 50, Nr. 8, S. 924–939. 2019
- [Sma14] Smallman, R. E.: Modern Physical Metallurgy (8th ed.). Amsterdam : Butterworth-Heinemann: Modern Physical Metallurgy (8th ed.). Amsterdam : Butterworth-Heinemann. 2014
- [Spr11] Springer, H.; Kostka, A.; Payton, E. J.; Raabe, D.; Kaysser-Pyzalla, A.; Eggeler, G.: On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. In: Acta Materialia 59, Nr. 4, S. 1586–1600. 2011
- [Str89] Strohmeier, B. R.: The effects of O₂ plasma treatments on the surface composition and wettability of cold-rolled aluminum foil. In: Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films 7, Nr. 6, S. 3238–3245. 1989
- [Suh18**] Suhr, J. C., C. Gerlitzky: Experimentelle Untersuchungen zur Oberflächenpräparation durch temperiertes Bürsten beim Kaltschweißen. TU Darmstadt, PtU. Bachelorthesis. 2018
- [The20] thermoscientific: Datenblatt Themis ETEM - Environmental Transmission Electron Microscope for dynamic in situ exploration at the nanometer and atomic scale. URL <https://assets.thermofisher.com/TFS-Assets/MSD/Datasheets/themis-etem-datasheet.pdf> –
Überprüfungsdatum 2023-03-29
- [Tip15] Tipler, P. A.; Mosca, G.; Wagner, J.: Physik. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. 2015

- [Tor09] Torca, I.; Aginagalde, A.; Esnaola, J. A.; Galdos, L.; Azpilgain, Z.; Garcia, C.: Tensile Behaviour of 6082 Aluminium Alloy Sheet under Different Conditions of Heat Treatment, Temperature and Strain Rate. In: Key Engineering Materials 423, S. 105–112. 2009
- [Tra18*] Tran, T. H. Gerlitzky, C.; Groche, P.; Rohwerder, M.: DFG Projektpartnertreffen SPP 1640 A5 Untersuchung und gezielte Verstärkung des stoffschlüssigen Fügens durch Verfahren der Kaltmassivumformung - Interne Präsentationsfolien. 2018
- [Tra19*] Tran, T. H.; Gerlitzky, C.; Rohwerder, M.; Groche, P.: Which properties must a surface have to be suitable for cold pressure welding? In: Proceedings of 22nd ESAFORM 2019.
- [Vai60] Vaidyanath, L. R.; Milner, D. R.: Significance of Surface Preparation in Cold Pressure Welding, British Welding Journal 7 (1960) 13–28. In: British Welding Journal, S. 13–28. 1960
- [Var04] Vargel, C.: Corrosion of aluminium. 1. ed. Amsterdam, Heidelberg: Elsevier. 2004
- [Vol23] Volke, P. R.: Einsatz konversionsschichtfreier Schmierstoffe bei der Kaltmassivumformung rostfreier Stähle. Shaker Verlag; Technische Universität Darmstadt, Produktionstechnik und Umformmaschinen. Dissertation. 2023
- [Vol16**] Volz, S., C. Gerlitzky: Experimentelle Untersuchungen zur Reproduzierbarkeit des stoffschlüssigen Fügens durch Kaltmassivumformung. TU Darmstadt, PtU. 2016
- [Wal18] Wallemacq P., House R.: Economic losses, poverty & disasters: 1998-2017 : United Nations Office for Disaster Risk Reduction (UNISDR), 2018: Economic losses, poverty & disasters: 1998-2017 : United Nations Office for Disaster Risk Reduction (UNISDR), 2018. 2018
- [Wan17] Wang, C.; Jiang, Y.; Xie, J.; Zhou, D.; Zhang, X.: Interface formation and bonding mechanism of embedded aluminum-steel composite sheet during cold roll bonding. In: Materials Science and Engineering: A 708, S. 50–59. 2017

- [Wan22] Wang, W.; Politis, N. J.; Wang, Y.; Zhou, X.; Balint, D.; Jiang, J.: Solid-state hot forge bonding of aluminium-steel bimetallic gears: Deformation mechanisms, microstructure and mechanical properties. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 180, S. 103930. 2022
- [Web21] Weber, F.; Gebhard, J.; Gitschel, R.; Goyal, S.; Kamaliev, M.; Wernicke, S.; Tekkaya, A. E.: Joining by forming – A selective review. In: Journal of Advanced Joining Processes 3, S. 100054. 2021
- [Wes11] Westkämper, E.; Warnecke, H.-J.: Einführung in die Fertigungstechnik. 8., aktualisierte und erw. Aufl., korrigierter Nachdr. Wiesbaden: Vieweg + Teubner (Fertigung). 2011
- [Wil96] Williams, D. B.; Carter, C. B.: Transmission electron microscopy - A textbook for materials science. New York, New York, NY: Springer; Plenum Press anfangs. 1996
- [Woh13] Wohletz, S.; Özel, M.; Groche, P.: Combined Cold Extrusion of Aluminum and Steel - A Production Technique Combining High Strength and Lightweight Material in a Cold State. In: New Developments in Forging Technology conference, 319–323. 2013
- [Woh14] Wohletz, S.; Groche, P.: Temperature Influence on Bond Formation in Multi-material Joining by Forging. In: Procedia Engineering 81, S. 2000–2005. 2014
- [Woh16a] Wohletz, S.; Groche, P.: Cold Pressure Welding - Bonding Mechanisms and the effect of Surface Treatment on the Bond Formation. In: International Symposium on Plasticity. 2016
- [Woh16b] Wohletz, S.: Erzeugung stoffschlüssiger Verbunde durch Kaltfließpressschweißen, Dissertation, Shaker Verlag Band,. 2016
- [Wri78] Wright, P. K.; Snow, D. A.; Tay, C. K.: Interfacial conditions and bond strength in cold pressure welding by rolling. In: Metals Technology 5, Nr. 1, S. 24–31. 1978

- [Wu98] Wu, H.-Y.; Lee, S.; Wang, J.-Y.: Solid-state bonding of iron-based alloys, steel–brass, and aluminum alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology* 75, S. 173–179. 1998
- [Yos12] Yoshida, Y.; Matsubara, T.; Yasui, K.; Ishikawa, T.; Suganuma, T.: Influence of Processing Parameters on Bonding Conditions in Backward Extrusion Forged Bonding. In: *Key Engineering Materials* 504-506, S. 387–392. 2012
- [Yos14] Yoshida, Y.; Ishikawa, T.; Suganuma, T.: Mechanism of Forming Joining on Backward Extrusion Forged Bonding Process. In: *Advanced Materials Research* 966-967, S. 461–470. 2014
- [You14] Yousefi M., V.; Toroghinejad, M. R.; Rezaeian, A.: The effects of oxide film and annealing treatment on the bond strength of Al–Cu strips in cold roll bonding process. In: *Materials & Design (1980-2015)* 53, S. 174–181. 2014
- [Zam16] Zamanzade, M.; Barnoush, A.; Motz, C.: A Review on the Properties of Iron Aluminide Intermetallics. In: *Crystals* 6, Nr. 1, S. 10. 2016
- [Zha21] Zhang, S.; Gao, K.; Hong, S.-T.; Ahn, H.; Choi, Y.; Lee, S.; Han, H. N.: Electrically assisted solid state lap joining of dissimilar steel S45C and aluminum 6061-T6 alloy. In: *Journal of Materials Research and Technology* 12, S. 271–282. 2021
- [Zha92] Zhang, W.; Bay, N.; Wanheim, T.: Influence of hydrostatic Pressure in Cold-Pressure Welding. In: *CIRP Annals* 41, Nr. 1, S. 293–297. 1992
- [Zha94] Zhang, W.: *Bond Formation in Cold Welding of Metals*. Technical University of Denmark. Institute of Manufacturing Engineering, Department of Mechanical Processing of Materials. 1994
- [Zha96] Zhang, W.; Bay, N.: A Numerical Model for Cold Welding of Metals. In: *CIRP Annals* 45, Nr. 1, S. 215–220. 1996
- [Zha97a] Zhang, W.; Bay, N.: Cold welding - Fractographic investigation of the weld formation. In: *Welding Research Supplements*. 1997
- [Zha97b] Zhang, W.; Bay, N.: Cold welding - Theoretical modeling of the weld formation. In: *Welding Research Supplements*. 1997

- [Zha11] Zhang, X. P.; Yang, T. H.; Castagne, S.; Gu, C. F.; Wang, J. T.: Proposal of bond criterion for hot roll bonding and its application. In: *Materials & Design* 32, Nr. 4, S. 2239–2245. 2011
- [Zha13] Zhao, Q.; Holmedal, B.: The effect of silicon on the strengthening and work hardening of aluminum at room temperature. In: *Materials Science and Engineering: A* 563, S. 147–151. 2013
- [Zim22] Zimmermann, B.: Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität, Lehrstuhl für Fertigungstechnologie. Dissertation. 2022

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1 Verbundmechanismus beim Kaltpressschweißen [Bay81, Bay85a].....	10
Abbildung 2-2 Aluminiumoberfläche der ursprünglichen Länge L_0 , gestreckt auf die Länge $L_0(1 + \varepsilon)$ beim Kaltpressschweißen [Coo14]	15
Abbildung 2-3 Das Grenzflächenelement in drei verschiedenen Fällen, Fall 1: Die Substrate haben die gleichen Fließspannungen; Fall 2: Die Streckgrenzen liegen nahe beieinander; Fall 3: die Fließspannungen sind deutlich unterschiedlich [Kha19b]	17
Abbildung 2-4 Durchschnittliche Verbundfestigkeit unterschiedlicher Stapelsequenzen (von Aluminium und Stahl) und Dickenreduktionen beim Walzplattieren aus [Arb18] (links) und Messung einer durchschnittlichen Verbundfestigkeit einer walzplattierten Probe aus reinem Aluminium [Jam10]	25
Abbildung 2-5 Einflussfaktoren auf das Kaltfließpressschweißen	26
Abbildung 5-1 Fließkurven der genutzten Werkstoffe ermittelt aus den nach DIN 50106:2016-11 durchgeführten Druckversuchen	33
Abbildung 5-2 Notwendige Prozessschritte zum Kaltfließpressschweißen durch Fließpressen (a) bis e)) nach [Ger18b*]	34
Abbildung 5-3 Schematische Abbildung der Wärmebehandlungskurven verschiedener Werkstoffe	35
Abbildung 5-4 Schematischer Aufbau der Bürstanlage zur reproduzierbaren Herstellung gebürsteter Oberflächen (oben) und Bürstkraftverlauf der auf 100 N und drei Wiederholungen eingestellten und automatisch gesteuerten Bürstanlage (unten)	39
Abbildung 5-5 Oberflächenrauheit S_q bei steigender Bürstenergie (links) und Realbild von zwei gebürsteten Aluminium Proben von oben (rechts)	40
Abbildung 5-6 Querschliffe verschiedener gebürsteter Aluminium-Proben unter dem Lichtmikroskop. Kornfeinung und Materialverschmierungen bei zu hohem Energieeintrag (unten).....	41

Abbildung 5-7 Bauteile im Querschnitt vor der Umformung (links) und nach der Umformung (rechts).....	44
Abbildung 5-8 Darstellung der Messmethoden zur Prüfung der resultierenden Verbundfestigkeit nach dem Kaltfließpressschweißen a) Makroskopischer Zugversuch eines 3 mm Segments, b) Mikrozugproben werden aus einem Segment heraus drahterodiert, c) Torsionsversuch der gesamten Probe.....	46
Abbildung 5-9 Fünf relevante Positionen zur mikroskopischen Analyse, links zur Auswertung der Bruchflächen und rechts zur Analyse des Querschliffs für hochauflösende elektronenmikroskopische Messungen.....	47
Abbildung 6-1 Darstellung des 2D-Simulationsmodells und Aufbau des Kaltfließpressschweißwerkzeugs in DEFORM-2D links: vor der Umformung, Mitte und rechts nach der Umformung.....	50
Abbildung 6-2 Vergleich zwischen experimentell und mittels FE Simulation ermittelter Temperatur im Fügespalt nach [Gro17*].....	52
Abbildung 6-3 Umformstadien bei unterschiedlichen Stempelzustellungen in 2 mm Schritten von 29,4 (UT) bis 23,4 (UT - 6 mm) (oben) sowie Kontaktnormalspannung und Oberflächenvergrößerung aufgetragen über der abgewickelten Länge der Fügenaht einer Probe aus EN AW 6082 T6 und 1.0401 bei UT und UT – 6 mm (unten) [Ger19a*].....	53
Abbildung 6-4 Vergleich von Realbauteil (links) und Simulation (rechts) sowie resultierender Spannungszustand im Zentrum des Bauteils aus der Materialkombination 1.0401 und Al Si 1,3 T6.....	55
Abbildung 7-1 Oberflächenvergrößerung und Kontaktnormalspannung entlang der Fügenaht aus der FE-Simulation.....	59
Abbildung 7-2 Verbundfestigkeit und Materialübertrag entlang der fünf Positionen der Fügenaht [Pet19*] (links) Darstellung der Positionen entlang der Fügenaht (rechts).....	60
Abbildung 7-3 Ultrahochauflöste STEM-Aufnahme der Fügezone im Bereich der höchsten erzielbaren Verbundfestigkeit der Materialien EN AW 6082 T6 und 1.0401 GKZ. a) Aufnahme einer sauerstofffreien und c) einer sauerstoffreichen Kontaktzone. b) TEM Lamelle [Pet19*].....	62
Abbildung 7-4 STEM Aufnahmen (oben) mit EELS Kartierung (unten) von Al (rot), Fe (blau), O (grün) einer sauerstoffarmen a) und sauerstoffreichen Stelle b). [Pet19*].....	63

Abbildung 7-5 Vorschlag eines Fügemechanismus auf atomarer Ebene. Rot: Fe-Atome, orange: Fe-Ionen, blau: Sauerstoff-Ionen, grün: Al-Atome, hellgrün: Al-Ionen.	63
Abbildung 8-1 Relative Verbundfestigkeit in Abhängigkeit der Oberflächenrauheiten S_q des Aluminiums $S_q a$ und Stahls $S_q s$ sowie deren Verhältnis.....	66
Abbildung 8-2 Eigenspannungen von EN AW 6082 T6 nach unterschiedlichen Bürststrategien durch Variation der Bürsthäufigkeit (ein- bis sechsmal) und des Anpressdrucks (50 N -100 N)	68
Abbildung 8-3 Verbundfestigkeit bei unterschiedlichen Bürststrategien durch Variation der Bürsthäufigkeit (ein bis sechsmal) und des Anpressdrucks (50 N - 100 N).....	70
Abbildung 8-4 Makroskopische Verbundfestigkeiten aus fünf Messungen in Abhängigkeit von der Ätzstrategie mit minimaler und maximaler resultierender Verbundfestigkeit als Streubalken: Mit 4000 SiC Schleifpapier geschliffene Referenz und entweder Aluminium (Al) oder Stahl (1.0401) bzw. beide Fügepartner mikro- oder makro-geätzt.....	73
Abbildung 8-5 Oxidschichtdicke der mit Argon (Ar) - und Sauerstoff (O) - Plasma behandelten Aluminium und Stahlzylinder	75
Abbildung 8-6 Detektion der Oberflächenverunreinigung vor (polished) und nach der Argon-(PA) bzw. Sauerstoffplasma-(PO)Behandlung der Fügeoberflächen, Links Aluminiumoberflächenzusammensetzung aus Aluminium (Al) Sauerstoff (O) und Kohlenstoff (C), rechts Stahloberflächenzusammensetzung aus Eisen (Fe), Sauerstoff (O) und Kohlenstoff (C) aus [Tra19*].	78
Abbildung 8-7 Theoretische Adhäsion vor und nach der Plasmabehandlung nach [Dup69] berechnet	79
Abbildung 8-8 Verbundfestigkeit der Mikrozugproben polierter Bauteile und mit Argon- bzw. Sauerstoffplasmabehandlung.....	80
Abbildung 8-9 Makroskopische Verbundfestigkeiten von EN AW 6082 T6 und 1.0401 kaltfließgepresster Bauteile mit unterschiedlichen PVD Beschichtungen	82
Abbildung 8-10 REM-Aufnahmen der Referenz- bzw. der mit 500 nm dickem Titan (Ti) oder Chrom (Cr) beschichteten und kaltfließpressgeschweißten	

Fügenreihe (von links nach rechts). a) – c) zeigt den Querschnitt d) – f) die Bruchfläche auf 1.0401 GKZ Seite und g) – i) die EN AW 6082 T6 Bruchfläche nach Zugversuchen.	83
Abbildung 8-11 Querschliff der Stahlseite einer Mikrozugprobe nach der Zugprüfung einer Ti-PVD-Metallverbindung [Ger19a*].	85
Abbildung 8-12 STEM-HAADF Aufnahme der mit Titan Zwischenschicht kaltpressgeschweißten Aluminium-Stahl Bauteils im Querschliff an der Grenze der Titanschicht (a) und die entsprechenden EDX-Karten (b) sowie EELS-Messungen an der Fe/Al-Grenzfläche mit einer kontinuierlichen Schicht aus Ti (Pixelgröße: 2 nm) (c1) und diskontinuierlichen Schicht aus Ti (Pixelgröße: 1 nm) (c2).	86
Abbildung 9-1 Geometrie von Realbauteil (links) und Simulation (rechts) für die Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichem Siliziumgehalt und 1.0401 GKZ nach [Ger19c*].	90
Abbildung 9-2 Lokale Härte entlang der Füge-naht (oben) sowie relative Härtesteigerung (unten) von Position 1 (Mitte der Probe) bis 10 (außen).....	91
Abbildung 9-3 Verbundfestigkeiten von Aluminiumlegierungen der EN AW 6082 Gruppe mit unterschiedlichem Siliziumanteil von 0,7 Gew. % bis 1,3 Gew. % bei unterschiedlichen Festigkeiten (S und T6). Die Fehlerbalken entsprechen den minimal und maximal gemessenen Verbundfestigkeiten aus 12 Messungen.	92
Abbildung 9-4 REM-Aufnahmen der Bruchfläche der Stahlseite an der Stelle der höchsten Verbundfestigkeit nach Makrozugprüfungen (siehe Pfeil)	93
Abbildung 9-5 Stahloberfläche einer stoffschlüssig gefügten Probe mit zwei Arten von Aluminiumübertrag (links) und aus der FE-Analyse ermittelte Relativbewegung (rechts).....	94
Abbildung 9-6 Verbundfestigkeiten von EN AW 6082 T6 und O am unteren Totpunkt (links) und 6 mm vor dem unteren Totpunkt (rechts).	97
Abbildung 9-7 Schematische Darstellung des Verbundmechanismus artungleicher Materialien: Aufreißen von Deckschichten ohne (links) und mit (rechts) Relativbewegung. Die Bereiche der verschweißten Stellen sind mit A gekennzeichnet.....	99
Abbildung 9-8 Schematische Darstellung des Aufreißen der Oberflächenschichten im Bereich B und daraus resultierende Verschweißung ohne (links) bzw. mit (rechts) Relativbewegung.	100

Abbildung 10-1 Prozessfenster zur Auslegung des benötigten Pressvolumens für eine Kugel mit Durchmesser 20 mm. Dargestellt sind links Bereich A (keine vollständige Füllung) und Bereich B (vollständige Füllung) sowie rechts die Geometriedaten	103
Abbildung 10-2 Einstufiger Pressvorgang aus zwei Näpfen zur Kugelherstellung	103
Abbildung 10-3: Lokale tribologische Lasten aus der numerischen Prozessauslegung mit Prozessgrenzen aus [Woh16b] für Aluminium-Aluminium-Verbunde aus [Beh17**]	104
Abbildung 10-4 Herstellung einer Hohlkugel aus EN AW 6082 T6 vor a) und nach b) der Umformung sowie mikroskopische Analyse des Stoffschlusses eines Bauteils nach der Umformung c)	107
Abbildung 10-5 Darstellung der Torsionsprobe	108
Abbildung 11-1 Erzielbare Verbundfestigkeiten und Reproduzierbarkeit in Abhängigkeit der Einengung der Eingangsparameter für die Fügepartner 1.0401 und EN AW 6082 T6.....	112
Abbildung A-1 Ausschnitt aus dem LabView Programm zur Steuerung des Kraftsensors der automatisierten Bürstvorrichtung [AIA17**]	140
Abbildung A-2 Umformgrade beim Kaltfließpressschweißen von EN AW 6062 T6 und 1.0401 GKZ aus DEFORM-2D.....	140
Abbildung A-3 Oxidschichtdicken Vermessung von EN AW 6082 T6 nach Mikro- bzw. Makro-Ätzung mit Kellerlösung [Tra18*]	141
Abbildung A-4 Oxidschichtdicken Vermessung von 1.0401 GKZ nach Mikro- bzw. Makro-Ätzung mit Nital [Tra18*]	142
Abbildung A-5 Schnittdarstellung des Kugelwerkzeugs [Beh17**].....	144

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1 Untersuchungen zum Bürsten als Oberflächenpräparation für das Kaltpressschweißen, ✓ = Information gegeben, k.l. = keine Information, + = erhöht die Haftfestigkeit, - = verringert die Haftfestigkeit, o = nicht relevant, Bürsttyp = BT, RPM = Umdrehungen pro Minute, F = Kraft, T = Temperatur [Ger18b*] 19

Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe bis zu einem Massengehalt von 0,02% [Ger19c*] 31

Tabelle 5-2: Bezeichnungen und Materialhärte der unterschiedlichen Werkstoffe 32

Tabelle 5-3 Ätzstrategien der unterschiedlichen Werkstoffe 42

Tabelle 8-1: Parametervariation der Bürsteinstellungen zur Analyse der Oberflächenstruktur und Eigenspannungen 66

Tabelle 8-2 Einstellungen bei den Eigenspannungsmessungen mit dem Röntgen-Diffraktometer Stresstech-Xstress G3 67

Tabelle 10-1 Ausgewählte Napfgeometrien zur Hohlkugelherstellung durch Kaltpressschweißen..... 105

A Anhang

A1 Programmcode zur Berechnung der Fließkurven

Programmcodes zur Bearbeitung der Messdaten der Druckversuche zu Fließkurven am Beispiel eines Materials hier x genannt:

```
%% Import the data
[~, ~, raw] = xlsread('Speicherort');
raw(cellfun(@x ~isempty(x) && isnumeric(x) && isnan(x),raw)) = {''};
R = cellfun(@x ~isnumeric(x) && ~islogical(x),raw); % Find non-numeric cells
raw(R) = {NaN}; % Replace non-numeric cells
%% Create output variable
data = reshape([raw{:}],size(raw));
%% Allocate imported array to column variable names
x_Weg = data(:,1);
x_Kraft = data(:,2);
%% Import the data
[~, ~, raw] = xlsread('Speicherort');
raw(cellfun(@x ~isempty(x) && isnumeric(x) && isnan(x),raw)) = {''};
R = cellfun(@x ~isnumeric(x) && ~islogical(x),raw); % Find non-numeric cells
raw(R) = {NaN}; % Replace non-numeric cells
%% Create output variable
data = reshape([raw{:}],size(raw));
%% Allocate imported array to column variable names
Maschinenverformung_Weg = data(:,1);
```

```
Maschinenverformung_Kraft = data(:,2);
%x-Vektor-Normieren
x_neu = 0:4:100000;
Standardweg_x = interp1(x_Kraft(1:end), x_Weg(1:end),x_neu);
Standardweg_Maschinenverformung =
interp1(Maschinenverformung_Kraft(1:end), Maschinenver-
formung_Weg(1:end),x_neu);
% Maschinenverformung subtrahieren
Standardweg__neu= Standardweg_x - Standardweg_Maschinenverformung;
% Lineare Regression
i=1; r=2;
for i=2:1:length(x_neu);
[r,m,b] = regression(x_neu(1:i), Standardweg_x_neu(1:i));
r_vek_x(i-1) = r;
m_vek_x(i-1)= m ;
b_vek_x(i-1) = b;
end
R_CU= r_vek_x';
M_CU= m_vek_x';
B_CU= b_vek_x';
```

A2 Kraftsteuerung

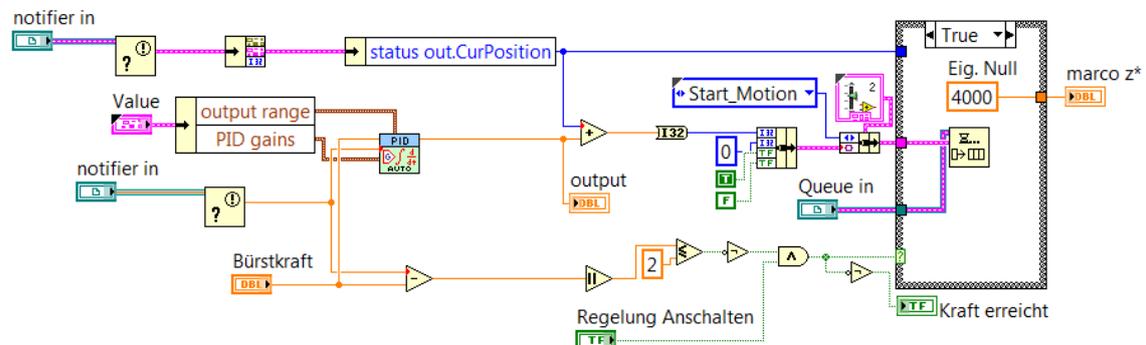


Abbildung A-1 Ausschnitt aus dem LabView Programm zur Steuerung des Kraftsensors der automatisierten Bürstvorrichtung [AIA17**]

A3 Umformgrade beim Voll-Vorwärts-Napf-Rückwärts Fließpressen

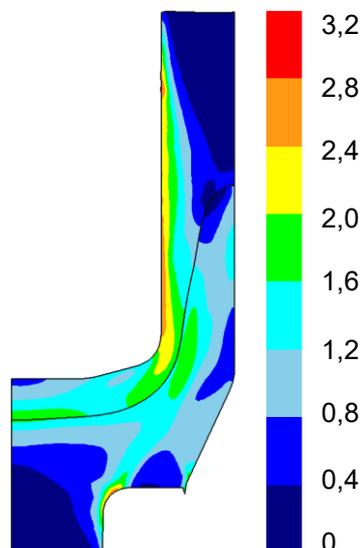


Abbildung A-2 Umformgrade beim Kaltfließpressschweißen von EN AW 6062 T6 und 1.0401 GKZ aus DEFORM-2D

A4 XPS Messungen Oberflächenoxide

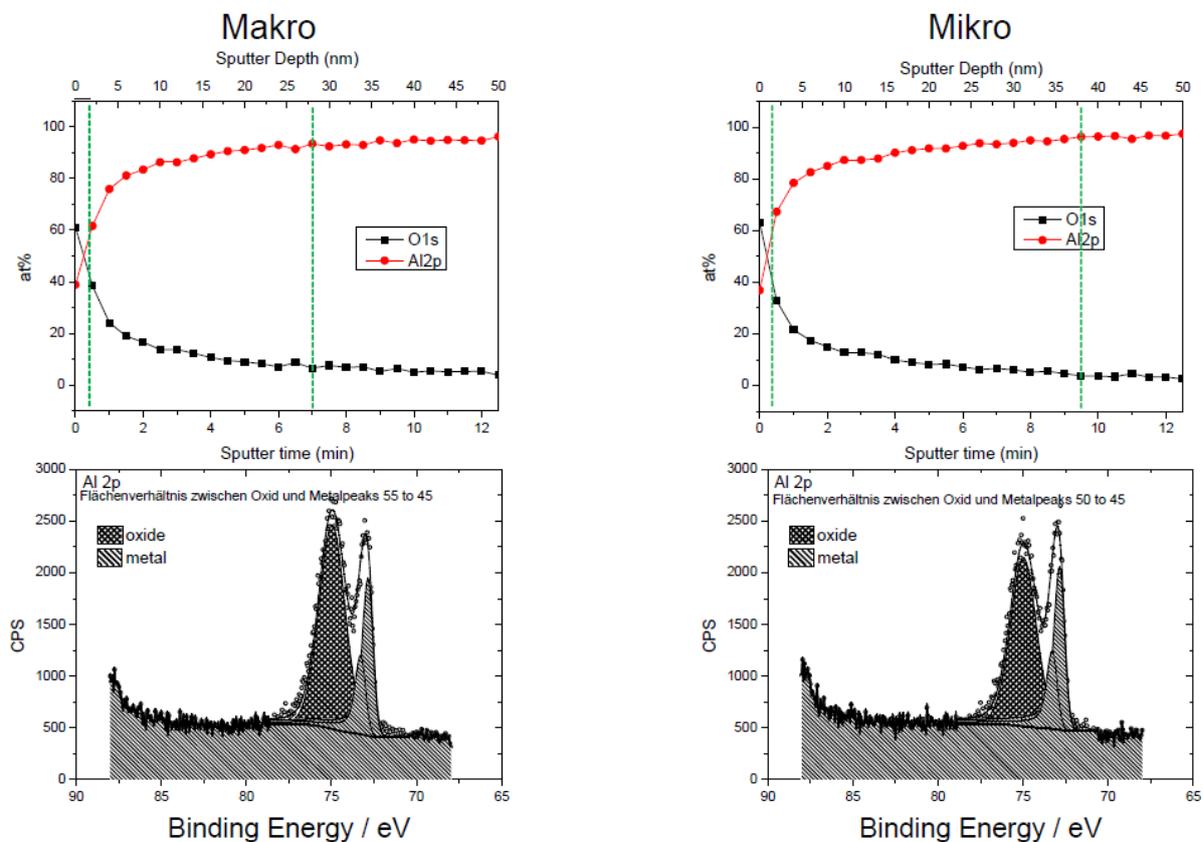


Abbildung A-3 Oxidschichtdicken Vermessung von EN AW 6082 T6 nach Mikro- bzw. Makro-Ätzung mit Kellerlösung [Tra18*]

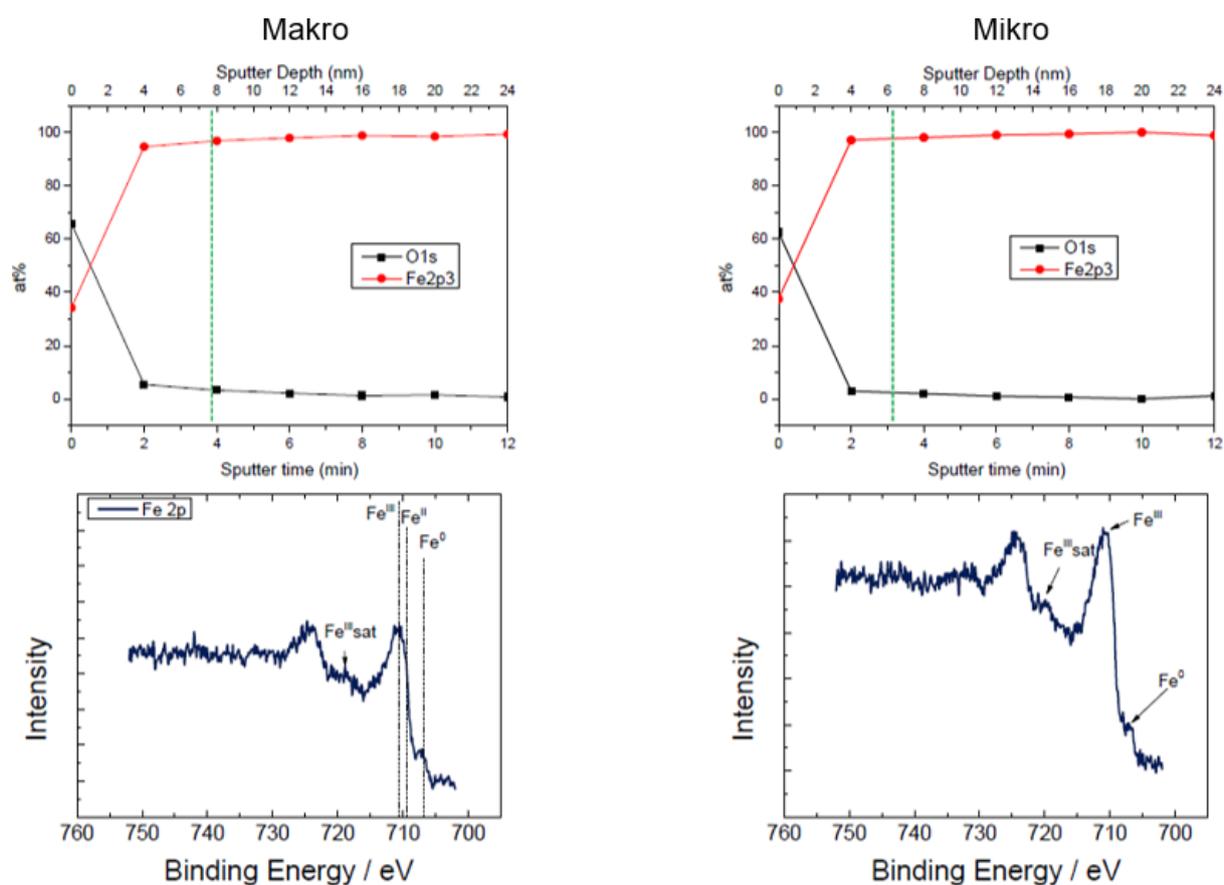


Abbildung A-4 Oxidschichtdicken Vermessung von 1.0401 GKZ nach Mikro- bzw. Makro-Ätzung mit Nital [Tra18*]

A4 Programmcode zur Bildbearbeitung

Bildbearbeitungsprogrammcode zur Berechnung des Materialübertrags:

```
he = imread('Mapping 1.bmp'); %Einlesen Bild
```

```
he = he(1:800,:,:); %Trimmen der Bildhöhe
```

```
cform = makecform('srgb2lab'); %Transformation von RGB Farbraum in Helligkeit und 2 Farben Raum
```

```
lab_he = applycform(he,cform); % Anwendung der Transformation auf Bild
```

```
ab = double(lab_he(:,:,2:3)); % Helligkeit herausfiltern
```

```
nrows = size(ab,1); %Reihen aus Matrix in Vektor ab schreiben
```

```
ncols = size(ab,2); %Zeilen aus Matrix in Vektor ab schreiben
```

```
ab = reshape(ab,nrows*ncols,2); %Matrix in Vektor ab umschreiben
```

```
nColors = 2; % Anzahl der Farben des neuen Bilds
[cluster_idx, cluster_center] = kmeans(ab,nColors,'distance','sqEuclidean',
'Replicates',5);
% Kmeans Algorithmus Ordnet Farben des Bildes den neuen Farben 1 bzw. 2
zu,
% Minimiert den Euklidischen Fehler und wiederholt die Berechnung 6 mal,
% damit der Fehler tatsächlich im globalen Minimum der Funktion liegt
pixel_labels = reshape(cluster_idx,nrows,ncols); % Vektor ab zurück als Matrix
schreiben
figure(4)
imshow(pixel
_labels,[]), title('image labeled by cluster index'); %Ergebnis Bild anzeigen und
beschriften
figure(3)
imshow(he), title('Eisen'); % Original Bild als Vergleich anzeigen
%Ausgabe des prozentualen Anteils
eins = find(pixel_labels==1);
l1 = length(eins);
zwei = find(pixel_labels==2);
l2 = length(zwei);
l1/(l1+l2+l3)
l2/(l1+l2+l3)
```

A5 Kugelwerkzeug

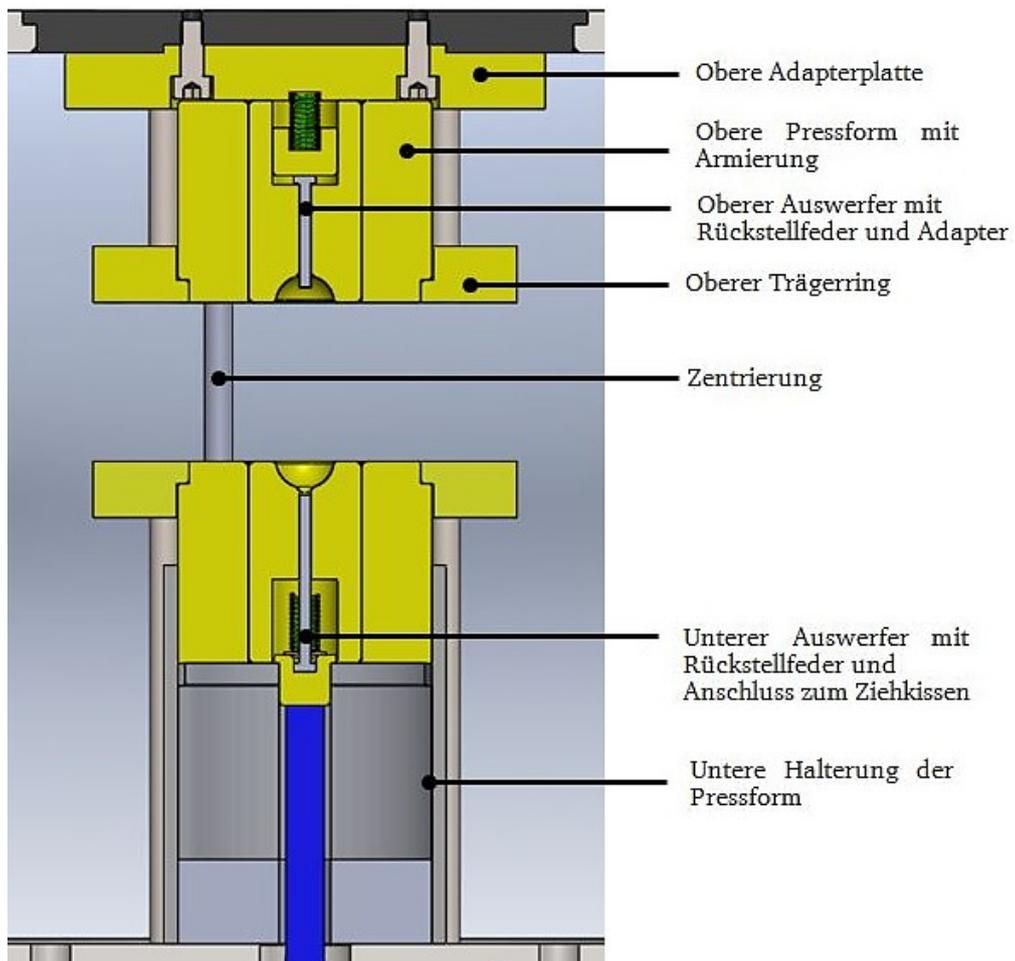


Abbildung A-5 Schnittdarstellung des Kugelwerkzeugs [Beh17**]