

Fertigungstechnik – aus den Grundlagen für die Anwendung

18

Bestimmung der Verbindungseigenschaften beim punktförmigen Schweißen von Aluminiumlegierungen mit Stahl

Tobias Broda

Schriften aus der
ILMENAUER FERTIGUNGSTECHNIK



Tobias Broda

**Bestimmung der Verbindungseigenschaften beim punktförmigen
Schweißen von Aluminiumlegierungen mit Stahl**

**Fertigungstechnik –
aus den Grundlagen für die Anwendung**
Schriften aus der Ilmenauer Fertigungstechnik

Herausgegeben von
Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau).

Band 18

**Bestimmung der
Verbindungseigenschaften beim
punktförmigen Schweißen von
Aluminiumlegierungen mit Stahl**

Tobias Broda



Universitätsverlag Ilmenau

2023

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Angaben sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Diese Arbeit hat der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Ilmenau als Dissertation vorgelegen.

Tag der Einreichung: 5. September 2022

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau)

2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Stefan Böhm
(Universität Kassel)

3. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Steffen Keitel
(Technische Universität Chemnitz)

Tag der Verteidigung: 9. Juni 2023

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek

Universitätsverlag Ilmenau

Postfach 10 05 65

98684 Ilmenau

<https://www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag>

ISSN 2199-8159

DOI 10.22032/dbt.58335

URN urn:nbn:de:gbv:ilm1-2023000236



Dieses Werk - mit Ausnahme der anders gekennzeichneten Teile und des Umschlags - ist lizenziert unter einer [Creative Commons Namensnennung - Weitergabe unter gleichen Bedingungen 4.0 International Lizenz](https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/) (CC BY-SA 4.0): <https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/>

Für Hubert

Danksagung

Meine Dissertation entstand während der Tätigkeit als Fachbereichsleiter für das Pressschweißen in der SLV Halle GmbH. Sie wurde von der Ilmenauer Fertigungstechnik der Technischen Universität Ilmenau betreut.

Ich möchte mich an dieser Stelle ganz herzlich bei denjenigen bedanken, die mich während der Entstehungs- und Bearbeitungszeit dieser Arbeit unterstützt haben. Ohne diese Unterstützung aus dem beruflichen wie auch privaten Umfeld wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen.

Besonderer Dank gilt meinem Erstgutachter Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann, Fachgebietsleiter Fertigungstechnik der Technischen Universität Ilmenau, der mich während der gesamten Arbeit begleitet hat. Die fachliche Kompetenz, kritischen Anmerkungen sowie motivierenden Worte haben die Arbeit zu dem werden lassen, was Sie ist.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Stefan Böhm, Fachgebietsleiter Trennende und Fügende Fertigungsverfahren der Universität Kassel, danke ich für das Zweitgutachten und die nützlichen Gespräche auf Tagungen und Kongressen.

Herrn Prof. Dr.-Ing Steffen Keitel, Geschäftsführer der SLV Halle GmbH und Honorarprofessor der Technischen Universität Chemnitz, möchte ich neben dem Drittgutachten auch für das Vertrauen und die notwendigen Freiräume während meiner Tätigkeit in der SLV Halle bedanken.

Ein großer Dank gilt den Mitarbeitern der SLV Halle. Ohne die wertvollen Hinweise und Beiträge wären viele Untersuchungen und Ideen nicht umsetzbar gewesen. Besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Bernd Kranz für die Motivation und fachlichen Austausch in allen Fragen rund um das Thema Festigkeit, sowie Herrn Alexander Dumpies für die vielen Untersuchungen beginnend mit seinem Praktikum bis zur Masterarbeit und darüber hinaus. Vielen Dank auch allen studentischen Hilfskräften, die beim Gelingen der Arbeit mitgewirkt haben.

Mein herzlicher Dank gilt meiner Familie. Meiner Mutter Elke, meiner Schwester Christine und meinem Vater Hubert, der das Ergebnis meiner wissenschaftlichen Arbeit leider nicht miterleben konnte. Bei meiner Frau Melanie und meinen Töchtern Lene und Sophie bedanke ich mich außerordentlich für den Freiraum und die Geduld.

Ich bin stolz darauf, meine Dissertation erfolgreich abgeschlossen zu haben und werde die Zeit, die ich mit Ihnen und Euch verbracht habe, immer in guter Erinnerung behalten.

Kurzfassung

Stahl wird in Leichtbaustrukturen durch Aluminiumlegierungen ergänzt. Die Fügetechnik nimmt hierbei eine Schlüsselrolle ein. Die Werkstoffe weisen unterschiedliche thermophysikalische Eigenschaften auf, was die schweißtechnische Verarbeitung erschwert. Die Bildung intermetallischer Phasen während des Schweißens führt bei unkontrolliertem Wärmeeintrag und unzureichender Anbindung zu sprödem Verbindungsversagen bei geringen Lasten. Das Verfahren des Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißens ermöglicht den Einsatz des Widerstandspunktschweißens als Hauptfügeprozess. Dazu wird auf das Aluminiumblech an der Fügestelle mittels Ultraschallschweißen ein Fügehilfselement aufgeschweißt, welches die Verbindung zum Stahl durch eine Schweißlinse erreicht. Während der Widerstandserwärmung wachsen intermetallische Phasen in der Ultraschallschweißung über das prozessual einstellbare Temperatur-Zeitregime während des Widerstandsschweißprozesses an. Es gelang mit Hilfe einer eigens entwickelten Zugprobe die Fügezonfestigkeit nach der Durchführung der Schweißprozesse zu bestimmen. So konnte nachgewiesen werden, dass ein Verbindungsversagen im Zusammenhang mit der intermetallischen Phase nur dann eintritt, wenn die Fügezonfestigkeit kleiner ist als die Festigkeit des Aluminiumwerkstoffs. Als Grenze wurde eine Gesamtphasendicke von 8 μm herausgearbeitet. Es gelang, ein Prognoseverfahren für das Abgrenzen von Ausknöpfbrüchen zu Scherbrüchen bei Scherzugbelastung auf Stahl/Aluminium-Verbindungen unter Berücksichtigung intermetallischer Phasen anzuwenden. Zur Für die Scher- und Kopfzugverbindungen wurde ein Berechnungskonzept entwickelt, was die intermetallischen Phasen als Bemessungsgröße berücksichtigt. Die Erkenntnisse konnten auf bauteilähnliche Werkstücke angewendet und auf weitere Verbindungen übertragen werden.

Abstract

Steel is supplemented by aluminum alloys in lightweight structures. Joining technology plays a key role here. The materials have different thermophysical properties, which makes welding very difficult. The formation of intermetallic phases during welding leads to brittle joint failure at low loads in the case of uncontrolled heat input and inadequate bonding. The ultrasonic element resistance spot welding process allows resistance spot welding to be used as the main joining process. For this purpose, an auxiliary joining element is welded onto the aluminum sheet at the joint by ultrasonic welding, which achieves the connection to the steel through a welding nugget. During resistance heating, intermetallic phases grow in the ultrasonic weld over the process-adjustable temperature-time regime during the resistance welding process. Using a specially developed tensile test specimen, it was possible to determine the joint zone strength after the welding processes had been carried out. It was thus possible to demonstrate that joint failure in combination with the intermetallic phase only occurs when the joining zone strength is lower than the strength of the aluminum material. A total phase thickness of 8 μm was worked out as the limit. It was possible to apply a prediction method for the delimitation of button-out fractures to shear fractures under shear tensile loading to steel/aluminum joints, taking intermetallic phases into account. A calculation concept was developed for the shear and cross tension connections, which takes the intermetallic phases into account as a dimensioning variable. The results could be applied to component-like workpieces and transferred to other joints.

Inhalt

1	Einleitung.....	1
2	Stand von Wissenschaft und Technik zu Stahl/Aluminium-Mischverbindungen	3
2.1	Einordnung in die Fertigungstechnik.....	3
2.2	Punktförmige Verbindungen mit Widerstandsschweißen als Sekundärprozess	6
2.2.1	Eingelegte Fügehilfselemente.....	7
2.2.2	Fügehilfselemente mit Kraft- und Formschluss	8
2.2.3	Fügehilfselemente mit Stoffschluss.....	9
2.3	Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen - USERP	11
2.3.1	Verfahrensbeschreibung.....	11
2.3.2	Intermetallische Phasen in Stahl/Aluminium-Verbindungen	14
2.3.3	Brucherscheinungen beim Widerstandspunktschweißen	23
2.4	Schlussfolgerungen zum Stand der Technik.....	34
3	Ziele der Arbeit	35
4	Theoretische und Experimentelle Untersuchungen.....	37
4.1	Werkstoffe	37
4.2	Finite Element Modellierung	38
4.3	Schweißversuche	44
4.4	Zerstörende Prüfung.....	46
5	Ergebnisse zum Verhalten der IMP im Wärmefeld des Schweißprozesses.....	53
5.1	Bestimmung des Wärmefelds des Widerstandsschweißens	53
5.2	Bestimmung des realen IMP-Wachstums	57
5.2.1	IMP-Wachstum beim Ultraschallschweißen	57
5.2.2	IMP-Wachstum beim Widerstandsschweißen	60
5.3	Berechnung und Vorhersagemodell des IMP-Wachstums	68
5.4	Zusammenfassung zu IMP-Wachstum	73
6	Ermittlung der mechanischen Fügezoneneigenschaften mit Zugprobe	77
7	Festigkeitsbetrachtungen beim Lastfall Scherzug	83
7.1	Festigkeit der Ultraschallschweißverbindung	83
7.2	Berechnung der theoretischen Gesamt-Fügestellenfestigkeit bei Scherzug mit Berücksichtigung der Bruchart	85
7.3	Simulation der Fügestelle ohne Berücksichtigung der IMP	91

7.3.1	Notwendigkeit der Untersuchungen und Grenzen des Modells.....	91
7.3.2	Ermittlung der Fügstellengeometrie für die modellierten Zugversuche.....	91
7.3.3	Ergebnisse der Finite Element-Modellierungen für den Scherzug	92
7.3.4	Bewertung des theoretischen Festigkeitsansatz mit Hilfe der Simulation.....	96
7.4	Scherzugversuche mit IMP.....	97
7.4.1	Einteilung der Versagensarten	97
7.4.2	Ergebnisse	99
7.4.3	Bewertung des theoretischen Festigkeitsansatzes mit realen Versuchen.....	103
7.5	Zusammenfassung zum Lastfall Scherzug	112
8	Festigkeitsbetrachtungen beim Lastfall Kopfzug.....	115
8.1	Berechnung der theoretischen Fügstellenfestigkeit bei Kopfzug.....	115
8.2	Simulation der Fügestelle ohne IMP	116
8.3	Experimentelle Kopfzugversuche mit IMP	119
9	Weitere Belastungen	125
9.1.1	Dynamischer Scherzug	125
9.1.2	Schwellender Scherzug.....	126
9.1.3	Schweißen und Belastungsversuche von Bauteilstrukturen.....	130
10	Anwendung auf weitere Werkstoffkombinationen	133
10.1	Aushärtbare Aluminiumknetlegierung und gehärteter Stahl.....	133
10.2	Übertragung auf das direkte Punktschweißen ohne Fügehilfselement.....	135
11	Ableiten von Auslegungsempfehlungen.....	139
11.1	Lastfall Scherzug.....	139
11.2	Lastfall Kopfzug.....	139
12	Zusammenfassung und Ausblick	141
13	Literaturverzeichnis	145
14	Normen und Merkblätter	152

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
Al	Aluminium
AW	Aluminium Wrought – Aluminium Knetlegierung
B	Bor, Braze – Hartlot
bcc	Body centered cubic – kubisch raumzentriert
DC	Drawing (Steel) Cold (rolled) – Kaltgewalzter Ziehstahl
DIN	Deutsches Institut für Normung
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren
EDX	Energy dispersive X-ray spectroscopy – Energiedispersive Spektroskopie
EN	Europäische Norm
fcc	Face centered cubic – kubisch flächenzentriert
Fe	Eisen
FHE	Fügehilfselement
GW	Grundwerkstoff
H12	Zustand von Aluminium: halbhart
HAZ	Heat Affected Zone – Wärmeeinflusszone
IMP	Intermetallische Phase(n)
ISO	International Organization for Standardization – Internationale Organisation für Normung
Laser	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation - Licht-Verstärkung durch stimulierte Emission von Strahlung
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
REM	Rasterelektronenmikroskop
sc	Simple cubic
Si	Silizium
St	Stahl
T4	Zustand von Aluminium: lösungsgeglüht und kaltausgelagert
TRIP	Transformation Induced Plasticity – umwandlungsbewirkte Plastizität
US	Ultraschall
USERP	Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen
Zn	Zink

Formelzeichen

physikalische Größen

Symbol	Einheit	Beschreibung
A_s	μm	Schwingungsamplitude
b	s	Verzögerungszeit
c	J/kgK	spezifische Wärmekapazität
D	m^2/s	Diffusionskoeffizient
F_A	N	Anpresskraft
f_A	N/mm	spezifische Anpresskraft
F_E	kN	Elektrodenkraft
f_s	Hz	Schwingungsfrequenz
I_s	kA	Schweißstrom
K	m^2/s	Wachstumskoeffizient
p	MPa	Druck
P	kN	Kraft
Q	kJ/mol	Aktivierungsenergie
R	$\text{J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$	Gaskonstante
r	mm	Radius
T	K	Temperatur
t_D	s	Durchlaufzeit
t_E	s	Einwirkzeit
t_s	s	Schweißzeit
v	m/s	Geschwindigkeit
α	$1/\text{K}$	Wärmeausdehnungskoeffizient
λ	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
ρ	g/cm^3	Dichte
ϑ	$^\circ\text{C}$	Temperatur
ϑ_s	$^\circ\text{C}$	Schmelztemperatur

geometrische Größen

Symbol	Einheit	Beschreibung
d	mm	Durchmesser
d_{cr}	mm	kritischer Punktdurchmesser

d_E	mm	Elementdurchmesser
$d_{E,R}$	mm	Elementdurchmesser nach dem Widerstadsschweißen
d_F	mm	Fräsdurchmesser
d_J	mm	Anbindungsdurchmesser der US-Schweißung
d_K	mm	Kerbdurchmesser
d_n	mm	Linsendurchmesser
d_P	mm	Taschendurchmesser
D_P	mm	Plattendurchmesser
d_{US}	mm	Durchmesser der Ultraschallschweißung
d_w	mm	Punkt- bzw. Fügestellendurchmesser
h_n	mm	Linsenhöhe
$K_{t,zd}$	-	Kerbformzahl
r_K	mm	Kerbradius
t	mm	Thickness – Dicke
t_b	mm	Bohrungstiefe
t_{IMP}	μm	IMP-Dicke
t_K	mm	Kerbtiefe
t_P	mm	Taschentiefe
x	μm	IMP-Dicke
x_K	mm	Buckelhöhe

Größen zur Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften

Symbol	Einheit	Beschreibung
A	%	Bruchdehnung
C	-	Lage der Wöhlerlinie (Konstante)
C_N	-	Proportionalitätskonstante für Normalbelastung
C_S	-	Proportionalitätskonstante für Scherbelastung
E	GPa	Elastizitätsmodul
F_{CT}	kN	Cross Tension Force – Kopfzugkraft
$f_{mb}(d/D)$	-	Lastabhängiger Korrekturfaktor
F_N	kN	Normalkraft
F_o	kN	Oberkraft
F_{TS}	kN	Tensile Shear Force – Scherzugkraft
$F_{TS,A}$	kN	Tensile Shear Force – Scherzugkraft bei Ausknöpfbuch

$F_{TS,S}$	kN	Tensile Shear Force – Scherzugkraft bei Scherbruch
$F_{TS,H}$	kN	Hochgeschwindigkeits-Scherzugkraft
$F_{TS,IF}$	kN	Scherzugkraft bei Scherbruch
$F_{TS,PF}$	kN	Scherzugkraft bei Ausknöpfbuch
F_x	kN	Kraft in x-Richtung
F_z	kN	Kraft in z-Richtung
K_{IC}	MPa·m ^{1/2}	Bruchzähigkeit
m	-	Neigung der Wöhlerlinie
R	-	Lastverhältnis, Relation
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
T_F	-	Streuung der Kraft
ε	%	Dehnung
σ	MPa	Zugspannung
σ_K	MPa	Kerbspannung
σ_{max}	MPa	maximale Zugspannung
$\sigma_{mr,max}$	MPa	maximale radiale Membranspannung
σ_N	MPa	Nennspannung
σ_{sn}	MPa	Nennstrukturspannung
$\sigma_{UTS,FL}$	MPa	Zugfestigkeit am Versagensort
$\sigma_{UTS,WN}$	MPa	Zugfestigkeit in der Schweißlinie
σ_z	MPa	Spannung in z-Richtung
τ	MPa	Scherspannung
τ_{max}	MPa	maximale Scherspannung
τ_{sn}	MPa	Nennscherspannung
$\tau_{t,max}$	MPa	maximale tangentielle Membranscherspannung
τ_{WN}	MPa	Schweißlinsenscherspannung

1 Einleitung

Die Suche nach geeigneten Werkstoffen prägt die Geschichte der Fahrzeugentwicklung. Jahrtausende wurden Schiffe aus Holz gebaut. Jahrzehnte dominierte Stahl. Zuletzt wird dieser durch Leichtmetalle und Nichtmetalle ergänzt. Eine vergleichbare Historie zeigen Schienenfahrzeuge, Lastkraftwagen und Personenkraftwagen [Eck17].

Werkstoffe werden in technischen Gebilden aus einer Vielzahl von Gründen ausgewählt. Oftmals unterliegen bestehende Produkte einer werkstofflichen Neuausrichtung, da sich die Anforderungen an das Produkt verändern. Reuter [Reu14] benennt Gründe:

- Marktgesetze erfordern die technische Verbesserung eines Produkts
- Neue Produkte werden konstruiert
- Qualitätsprobleme an bestehenden Produkten
- Normen, Vorschriften, gesetzliche Auflagen, Umweltverständnis
- Wirtschaftliche Gründe zur Standardisierung eingesetzter Materialien.

An den Straßenfahrzeugbau werden anspruchsvollere Anforderungen an den CO₂-Ausstoß je Kilometer durch höhere Umweltstandards gestellt [EUV19, Eck14]. Der Fahrzeugkarosserie wird ein hohes Potenzial zur Gewichtsreduzierung zugeschrieben, da sie einen Anteil von etwa einem Drittel der Fahrzeuggesamtmasse in Anspruch nimmt [Brü04, Wes04]. Multi-Material-Karosserien reduzieren das Karosseriegewicht [Hal01] und leisten damit einen entscheidenden Anteil zur Energieverbrauchsreduzierung. Ein Beispiel einer Multi-Material-Karosserie zeigt Abbildung 1-1.

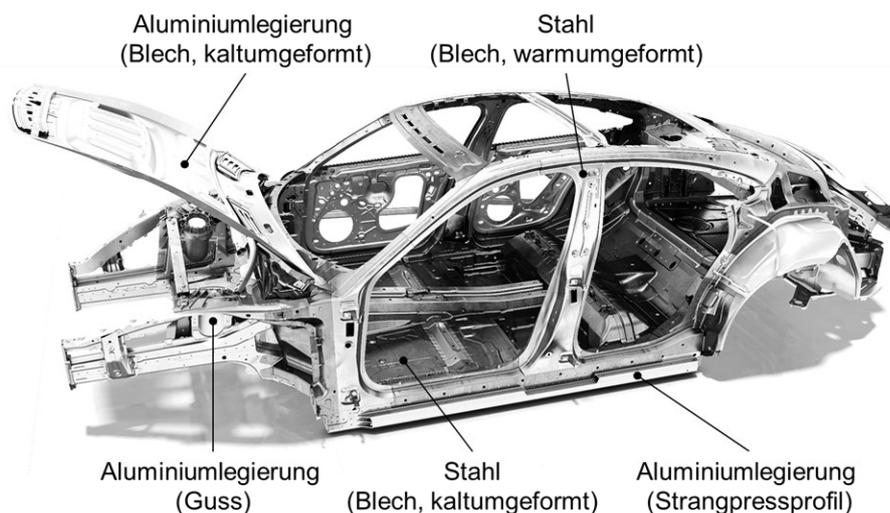


Abbildung 1-1: *Werkstoffmix aus Stahl und Aluminiumlegierungen am Beispiel des Rohbaus des Porsche Taycan [Por20]*

Der Füge-technik wird im Werkstoffmix des Karosseriebaus die Schlüsselrolle zugeschrieben [Fri17]. Es dominieren mechanische Fügeverfahren, welche keine Wärme in die Fügeebene zwischen Stahl und Aluminiumlegierungen hervorrufen. Das thermische Fügeverfahren Widerstandspunktschweißen verfügt über einen hohen technologischen Reifegrad, weshalb es das Standardverfahren für Stahlbleche ist und auch für Bleche aus Aluminiumlegierungen zunehmend eingesetzt wird. Beim (Widerstands-) Schweißen von Mischverbindungen ist aus einer Vielzahl von Veröffentlichungen bekannt, wie intermetallische Phasen entstehen und diese zu vermeiden oder zumindest einzugrenzen sind. Das Versagensverhalten wurde bisher nicht tiefgründig untersucht, weshalb Unsicherheiten bezüglich der Festigkeitseigenschaften und der Zulässigkeit der Verbindungen bestehen. Die Arbeit ist der Fragestellung gewidmet, wie intermetallische Phasen das Versagensverhalten von Stahl/Aluminium-Verbindungen beeinflussen. Es ist zu klären, unter welchen geometrischen Voraussetzungen bei Widerstandspunktschweißungen bestimmte Versagensorte unter Belastung beobachtet werden können und welche Festigkeiten gegenüber dem Aluminiumwerkstoff in der Fügeebene erreicht werden.

Grundlage der Untersuchungen ist das neuartige Ultraschall-Widerstandspunktschweißen „USERP“. Es handelt sich dabei um zwei aufeinanderfolgende Fügeverfahren. Der Ultraschallschweißprozess dient der Applikation eines geometrisch definierten Fügehilfselements aus Stahl auf einem Blech aus einer Aluminiumlegierung. Anschließend wird auf das Fügehilfselement ein Stahlblech mit Widerstandspunktschweißen geschweißt. In der Ultraschallschweißung entstehen dabei die zu untersuchenden intermetallischen Phasen. Die Untersuchungen erfolgen an konventionellen Stahlblechen und einer kaltverfestigten Aluminiumknetlegierung. Die Übertragung erfolgt auf eine Werkstoffkombination zwischen warmumgeformten Stahl und einer aushärtbaren Aluminiumlegierung sowie auf das direkte Widerstandspunktschweißen.

2 Stand von Wissenschaft und Technik zu Stahl/Aluminium-Mischverbindungen

2.1 Einordnung in die Fertigungstechnik

Fügen ist eine Hauptgruppe der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 und wird in weitere Gruppen in DIN 8593-0 unterteilt, siehe Abbildung 2-1.

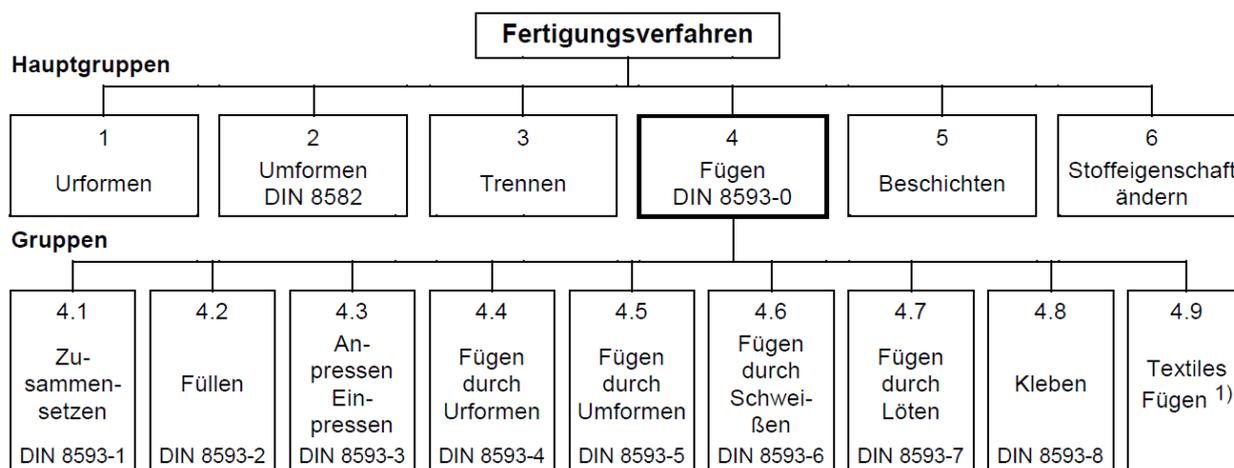


Abbildung 2-1: Einteilung des Fertigungsverfahrens Fügen nach DIN 8593-0

Für das Verbinden von Stahl mit Aluminium sind alle Fügeverfahren geeignet. In der Verkehrstechnik werden aktuell ausschließlich Zusammensetzen, An/Einpressen und Umformen meist in Verbindung mit Kleben angewendet. Beim An- bzw. Einpressen wird die Verbindung durch einen Kraftschluss ermöglicht. Beispielhaft sind das Schrauben und das Nageln zu nennen, beim Umformen und Nieten entstehen Form- und Kraftschlüsse (siehe Abbildung 2-2 Verfahren 1, 2, 3, 5, 6, 8). Zu den umformenden Verfahren zählt das Clinchen, welches ohne Zusatzelement auskommt. Das Kleben wird meist in Verbindung mit anderen Verfahren des Fügens eingesetzt und unterstützt hinsichtlich Dichtheit, Festigkeit, Steifigkeit und Dämpfung [Sch01, Let04]. Das Fügen durch Schweißen und Löten mit Lichtbogen- und Laserstrahlschweißen wird in der industriellen Fertigung aktuell nicht eingesetzt. Widerstandselement- und Reibverbindungsschweißen ermöglichen kraft- und formschlüssige Verbindungen ähnlich den mechanischen Verfahren. (siehe Abbildung 2-2 Verfahren 4 und 7). In beiden Prozessen durchdringt ein Stahlelement das Aluminiumblech und wird mit dem Stahlblech geschweißt. Die in Abbildung 2-2 gezeigten Verfahren sind im industriellen Einsatz. Sie weisen eine Reihe von Nachteilen auf:

- prozessbedingte mechanische Blechdurchdringung und damit möglicher Eintritt von Feuchtigkeit, was beim Mischbau zu einer elektrochemischen Zelle führt. Eine Abdichtung ist notwendig.
- Richtungsabhängigkeit der Blechdurchdringung je nach Verfahren und damit keine Freiheit in der Blechanordnung.
- Herausragen von Fügeelementen begrenzt die Akzeptanz im Sichtbereich
- Fügestellenfestigkeit ist auf Lochlaibung begrenzt
- Verfahren sind z.T. auf Vorbehandlungsschritte, wie Scherschneiden mit geschlossenem Schnitt, angewiesen
- gezeigte Fügeverfahren bedürfen spezieller Anlagentechnik, geschultem Personal an jeder Fertigungsstation, Backuplösungen im Reparaturfall und umfangreiche Lagerhaltung. Das betrifft z. B. die Fügwerkzeuge. Zu jedem Werkzeug muss bei Ausfall oder Kollision ein Ersatzwerkzeug, z.B. Schraubkopf, Nietzange, zum Tausch vorgehalten werden.

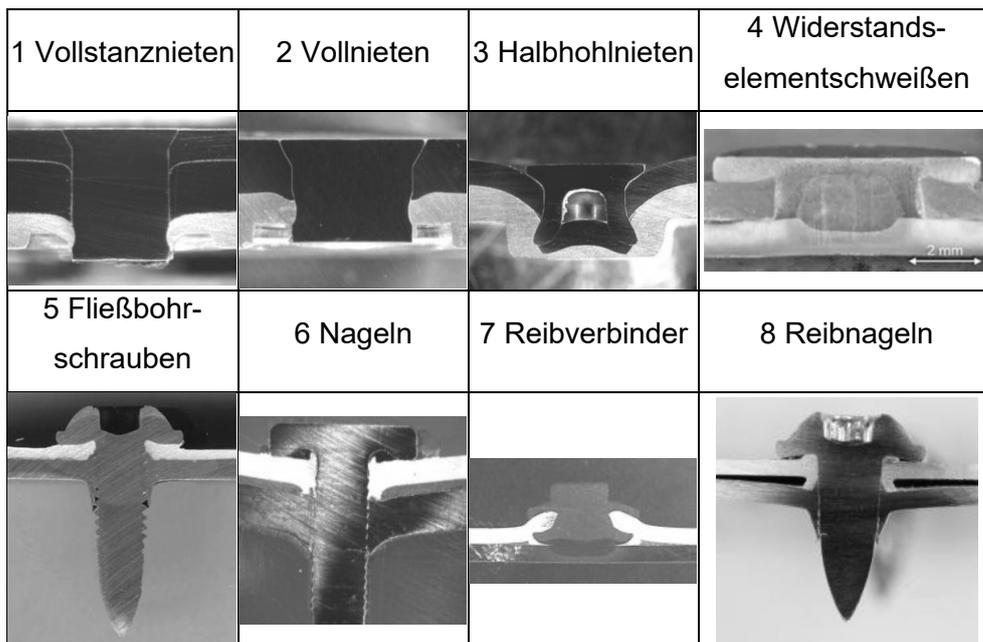


Abbildung 2-2: Überblick über die in Serie eingesetzten Fügeverfahren für Mischverbindungen mit Zusatzelement [Goe05, Jue12]

Das stoffschlüssige Fügen durch Schweißen mit Lichtbogen- und Laserstrahl ist in der industriellen Fertigung aktuell nicht eingesetzt, trotz dass Lösungen zum Schmelzschweißen von Titan- und Aluminiumlegierungen für die Luft- und Raumfahrt von Kosic [Kos09] bekannt sind. Bei Stahl-

und Aluminium-Verbindungen führt die begrenzte Löslichkeit von Eisen in Aluminium bei Raumtemperatur [Rad96, Sta09] zur Bildung von IMP, die bei ungeeigneten Prozessbedingungen zu Versprödung führen kann. Es ist notwendig, den Zugang von Eisen zum Aluminium zu begrenzen. Ermöglicht wird dies neben kurzen Prozesszeiten durch Temperaturen, bei denen Stahl nicht schmilzt. Es entstehen Verbindungen mit „Doppelcharakter“. Der höherschmelzende Werkstoff Stahl verbleibt im festen Zustand, während der Aluminiumwerkstoff im Bereich der Schweißnaht schmilzt. Entsprechend liegt aluminiumseitig eine Schweißverbindung vor, während stahlseitig durch Benetzung mit Aluminium eine Lötverbindung entsteht. DIN EN 14610 definiert das Schweißen, DIN ISO 857-2 das Löten. Wittke [Wit01] klassifiziert eine Verbindung über das Primat des Verbindungstyps, um die Eigenschaften zu definieren. Demnach wären alle stoffschlüssig gefügten Mischverbindungen Lötungen. Im Sinne der technischen Entwicklung müssen die Begriffe Schweißen und Löten gegeneinander abgegrenzt werden, um das Grundverständnis ablaufender Prozesse zu erklären. Derzeit existierende Begriffe wie „Schwöten“, „Schweiß-Löten“, „Braze-Welding“ usw. sind eher irreführend als erklärend [Woi17]. In dieser Arbeit werden die Verbindungen über den Prozess definiert. Daher werden sie als Schweißen bezeichnet.

Abbildung 2-3 zeigt Schweißverbindungen mittels Laserstrahl und Lichtbogen im Schliffbild. Links in Abbildung 2-3 ist im Detail der Fügezone ein Phasensaum aus intermetallischen Phasen (IMP) erkennbar, von dem bei allen thermisch gefügten Stahl-Aluminium-Verbindungen berichtet wird.

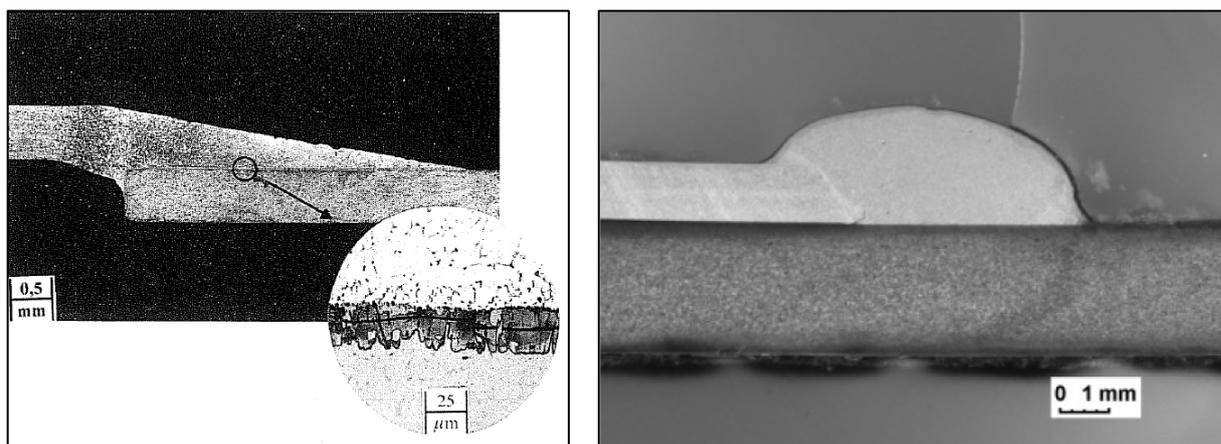


Abbildung 2-3: Verbindungen mit Doppelcharakter: links laserstrahlgefügte Stahl/Aluminium-Verbindung mit Detaildarstellung intermetallischer Phasen [Rad96], rechts lichtbogengefügte Stahl/Aluminium-Verbindung [Sta09]; jeweils Al-Legierung oben, Stahl unten

Die Vor- und Nachteile der Schmelzschweißverbindungen zeigt Tabelle 2-1

Tabelle 2-1: Vor- und Nachteile des Schmelzschweißens von Stahl/Aluminium-Verbindungen

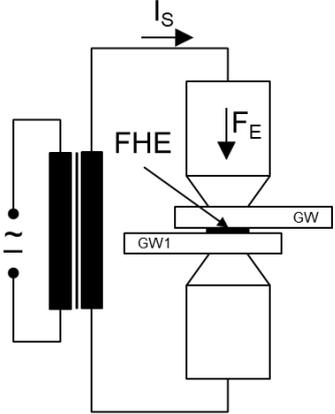
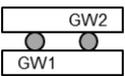
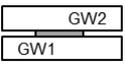
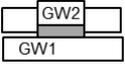
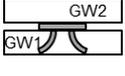
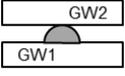
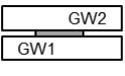
Vorteile	Nachteile
Dichtschweißungen durch Linienform	Keine galvanische Trennung der Werkstoffe durch Klebstoff möglich
Guter Kraftfluss insbesondere bei Stumpfstoß	Bisher nur Laboruntersuchungen an Platinen
Umformbarkeit	Enges Prozessfenster zwischen Stoffschluss und Versprödung der Verbindung

In den letzten Jahren wurden Verfahren entwickelt, welche das Potenzial aufweisen, genannte Nachteile der mechanischen und der Schmelzschweißverfahren zu umgehen. Es werden stoffschlüssige Verbindung ohne Stahlschmelze erreicht und ein Durchdringen der Bauteile wird vermieden. Daraus ergibt sich das Potenzial, eine galvanische Trennung durch Klebstoffeinsatz zu ermöglichen. Allen Verfahren gemein ist die Nutzung des Widerstandsschweißens als zweiten Prozessschritt, ergänzt durch einen vorbereitenden Prozess.

2.2 Punktförmige Verbindungen mit Widerstandsschweißen als Sekundärprozess

Die Verfahren sind dadurch gekennzeichnet, dass ein Zusatzelement in Form eines Lotes oder eines Stahl-Elements in den Fügspalt eingebracht wird. Dieses kann stoffschlüssig appliziert oder als Formelement eingelegt werden. Im Anschluss müssen an entsprechender Stelle die Elektroden einer Widerstandsschweißzange aufsetzen und die Fügestelle mit dem Zusatzelement erwärmen, um einen Stoffschluss der Gesamtverbindung Stahl-Fügelement-Aluminiumlegierung zu erreichen.

Tabelle 2-2: Übersicht über zweistufige Verfahren mit Fügehilfselement (FHE), deren Hauptverbindung durch Widerstandspunktschweißen (links) erzeugt wird; eingeteilt nach Anbindung des FHE in Ergänzung zu [KOT09]

	Fügehilfselement (FHE)	Verbindungsbildung	Beispielhafte Quellen
ohne Anbindung  Lot- oder Schweiß- draht  (Bimetall-) Bleche		Lötung/Schweißung Schweißung/Schweißung	[Kop01, Gra14] [Leu84]
kraft- u. formschlüssig  Lotdepot  Halbhohl- Stanzniet		Lötung Schweißung/Kraft- und Formschluss	[Kop97, Sit09] [Kot19]
stoffschlüssig  Lotdepot  Schweiß- depot		Lötung/Schweißung Schweißung/Schweißung	[Jah02, Sit98, Bro09, Zha21] [Bro12, Rud12, Zvo19]

2.2.1 Eingelegte Fügehilfselemente

Leuschen [Leu84] berichtet von Stahl/Aluminium-Verbindungen, welche über metallische Zwischenschichten aus Zinn und Zink oder sog. Transition Materials mit Widerstandserwärmung geschweißt werden. Es wurden verschiedene Belastungszustände untersucht. Bei den Untersuchungen mit den Transition Materials (Walzplattierte Stahl/Aluminium-Bleche) wurden bei maximalen Punktdurchmessern von 10 mm Scherzugkräfte von 6 kN erzielt. Als Grundwerkstoffe wurden St12 und AlMg5 genutzt. Es wird bei Verwendung der Transition Materials auf verschiedenste Brucharten (Scherbruch, Mischbruch, Ausknöpfbruch, Plattierungsbruch) hingewiesen. Ähnliche Versuche mit Transition Materials zum Widerstandsschweißen beschreibt Sun [Sun04]. Die Transition Materials bestehen aus 0,2 mm Reinaluminium AW-1050 und 0,8 mm unlegierten Stahl SAE 1006. Es wurden 2,0 mm AA-5182 und 1,4 mm SAE 1008 miteinander verbunden. Es wird von Dreimpulsschweißungen berichtet, wobei beim dritten Puls eine IMP von bis zu 8,5 μm Dicke beobachtet wurde. Die erreichten Scherzugkräfte lagen bei etwa 7 kN, jedoch wurde auf die erreichten Punktdurchmesser nicht eingegangen. Die Versuche zeigten unter den Belastungszuständen Scherzug, Kopfzug und Schälzug Aufknöpfbrüche im Aluminium. Koppe et al. [Kop01]

berichten von beigelegten Zusatzelementen, welche, linienförmig, ringförmig oder frei gebogen sein können. Es wird auf die Möglichkeit zu Mischverbindungen hingewiesen, die gezeigten Untersuchungen beziehen sich aber auf Stahl (TRIP700). Vorteilhaft wird hervorgehoben, dass wenige eingelegte Elemente die Festigkeit einer größeren Anzahl von Widerstandspunktschweißungen übertreffen und die metallurgische Beeinflussung der Grundwerkstoffe deutlich geringer ist, da die Grundwerkstoffe bei Anwendung von Loten als FHE (hier CuSi3) nicht schmelzen. Jedoch besteht bei den Verfahren mit eingelegten Zusatzelementen immer der Nachteil der Zuführung und der fraglichen Transportfähigkeit der Bauteile. Es ist festzuhalten, dass in keiner der Untersuchungen ein Zusammenhang zwischen IMP-Dicke, Fügstellendurchmesser, übertragbaren Kräften und Bruchverhalten aufgezeigt wurde. Alle Untersuchungen waren technologischer Art mit dem Ziel, Mischverbindungen größtmöglicher Festigkeit und Duktilität zu erzeugen. Dies erfolgte stets mit der Begrenzung der IMP-Dicke. Die bisher fehlende Wechselwirkung zwischen Prozessbedingungen und IMP-Ausprägung, erreichten Festigkeiten und Brucharten würden neue Potenziale für die jeweiligen Verfahren erschließen.

2.2.2 Fügehilfselemente mit Kraft- und Formschluss

Kotschote [Kot19] nutzt Halbhohlstanzniete der Form C3,3x4 und setzt diese in einem vorgelagerten Setzprozess in Bleche der Dicke $t = 2,0$ mm aus EN AW-6016 T4 unterschiedlich tief. Dadurch entsteht eine dem Buckelschweißen ähnliche Geometrie. Im Hauptprozess, dem Widerstandsschweißen, wurde ein Stahlblech aus dem Vergütungsstahl 22MnB5 der Dicke $t = 1,5$ mm auf den Nietkopf geschweißt. Mit Buckelhöhen von $x_K = 0,2$ mm wurden maximale Scherzugfestigkeiten von $F_{TS} = 4,7$ kN erreicht. Weitere Buckelhöhen x_K zwischen 0 und 0,8 mm führten zu geringeren maximalen Scherzugkräften. Die Kopfzugkräfte F_{CT} wurden durch aufgeschweißte Bolzen ermittelt. Während mit dem Setzprozess bei Buckelhöhe $x_K = 0$ mm bis zu 3,1 kN erreicht wurden, reduzierte sich der Wert nach dem Widerstandsschweißen auf 2,8 kN. Als Grund für den Festigkeitsabfall wurde die Wärmebeeinflussung des Grundwerkstoffs angegeben. Im Hinblick auf IMP wurde beobachtet, dass die Al-Sn-Zn-Beschichtung der Nietelemente ein Phasenwachstum unterstützt; entschichtete Niete wiesen eine geringere IMP auf. Ein Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit wurde ausgeschlossen, da ein Stoffschluss zwischen Niet und Aluminiumgrundwerkstoff nicht erreicht wurde. Die Schliffbilder, Temperaturfelduntersuchungen und Nietschaftbrüche deuten darauf hin, dass bei Vorhandensein der Nietbeschichtung Heißrisse durch Flüssigmetallversprödung (liquid metal embrittlement), ähnlich dem Phänomen der Löttrissigkeit, entstehen [Sch09]. Weiter muss - wie beim konventionellen Halbhohlstanznieten auch - die Nietlänge der Aluminiumblechdicke angepasst sein.

Sitte [Sit09] berichtet von Lotdepots aus Kupfer, die mechanisch in geprägte Blechtaschen eingepresst werden. Das Lotband wird zugeführt und während des Prägevorgangs mit dem Werkzeugstempel geschnitten. Es wird von Lötungen an artgleichen und artähnlichen Stählen berichtet. Es werden, wie bei den Lötungen von Koppe [Kop01], die Festigkeiten von Widerstandspunktschweißungen erreicht und übertroffen. Von artfremden Mischverbindungen wird nicht berichtet. Die Verfahren mit Kraft- und Formschluss zur Fixierung von Fügeelementen gewährleisten eine Transportsicherung der Elemente bis zum Widerstandsschweißprozess und sind für Industriezwecke geeignet. Je nach Verfahren muss der Widerstandsschweißprozess an mindestens einem Bauteil einen Stoffschluss gewährleisten. Die eingesetzten Werkzeuge und Zusatzelemente erfordern die Anpassung an die Fügepartner. Auch bei diesen Verfahren wurde keine Wechselwirkung hinsichtlich IMP, Fügellendurchmesser und übertragbarer Kräfte angestrebt. Entsprechend könnte mit gezielter Förderung der Bedingungen zur Entstehung von IMP die Festigkeit und Bruchart gezielt beeinflusst werden.

2.2.3 Fügehilfselemente mit Stoffschluss

Jahn et al. [Jah02] berichten von sog. Warmpresslötungen. Im ersten Verfahrensschritt werden beide Fügepartner, EN AW-6016 und DC04, mit $ZnAl_3$ mittels Plasmaauftraglötungen belotet. Bei Löttemperaturen von 300 bis 400 °C und Fügekräften von 50 bzw. 100 kN auf einer Überlappungsfläche der Proben von 20 mm mal 20 mm wurden im Scherzugversuch Festigkeiten auf Grundwerkstoffniveau des Aluminiumwerkstoffs (250 MPa) erreicht. Aussagen zur Fügestelle selbst erfolgten nicht, entsprechend gab es keine Aussage zu IMP.

Zhang et al. [Zha21] schweißten ein AlSi12-Zusatzwerkstoff mittels Lichtbogenschweißen auf Aluminiumbleche, um an dieser Stelle ein Stahlblech mit Widerstandspunktschweißen anzubinden. Gegenüber dem reinen Widerstandspunktschweißen wurden kleinere IMP (1,5 μm statt 3 μm) bei Verdopplung der Scherzugkräfte auf 2,5 kN berichtet.

Broda et al. [Bro09] berichten von einer Ultraschall-Lotapplikation für Mischverbindungen. EN AW-1050 und unbeschichteter Stahl DC01 wurden jeweils mit AlSi12 (B-Al88Si) durch einen Ultraschallschweißprozess belotet. Durch Widerstandsschweißen konnten die Bleche erfolgreich miteinander gefügt werden, siehe Abbildung 2-4. Die Scherzugkraft betrug $F_{TS} = 2,8$ kN bei einer Lotapplikationsfläche von 54 mm² (entspricht 52 MPa Scherfestigkeit). Es wurde von Ausknöpfbrüchen berichtet. Somit wurden in der Fügezone Festigkeiten erreicht, die ein Versagen des Aluminiumgrundwerkstoffs und somit ein duktiler Bruchverhalten ermöglichen. Von Nachteil war, dass das Lot die Verbindungsfestigkeit begrenzen könnte. Vorteilhaft erschien, dass die Lote

durch den Ultraschallschweißprozess unverändert appliziert werden konnten, da das Schweißen durch Ultraschall im festen Zustand erfolgte. Weiter konnten die Widerstandslötungen flussmittelfrei erfolgen, da die Fügeflächen durch den Ultraschallschweißprozess aktiviert wurden.

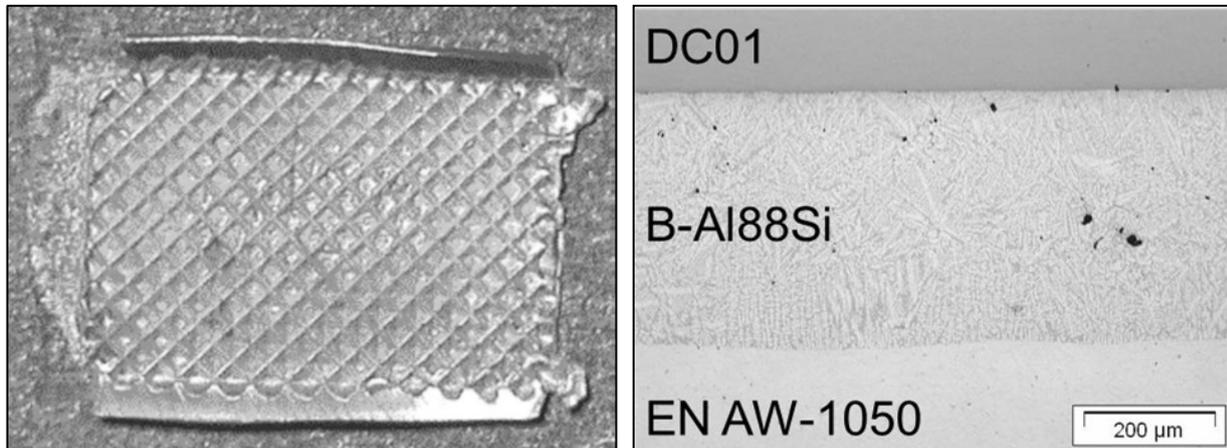


Abbildung 2-4: Lotapplikation mit Ultraschallschweißen von B-Al88Si auf DC01 (links) und Widerstandsschweißung an EN AW-1050 in Schlichtbild (rechts)

Auf Basis der Ultraschall-Lotapplikation wurden die Verfahren Reib-Element-Widerstandspunktschweißen [Pat12a] und Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen [Pat12b] entwickelt, welche als Primärprozess ein reibbasiertes Schweißverfahren (Ultraschall, oszillierendes Reibschweißen, Rotationsreibschweißen) zum Fixieren eines Hilfsfügeelements nutzen und als Sekundärprozess das Widerstandspunktschweißen. Die jeweiligen Verfahren wurden von Rudolf et al. [Rud12, Rud13] und Yang et al. [Yan13] vorgestellt. Zvorykina [Zvo19] übernahm das Ultraschall-Element-Schweißen. Aufgrund des in ihren Studien auftretenden Werkzeugverschleißes wurde dieser Ansatz verworfen. Stattdessen wird auf Widerstandsschweißen als bevorzugten Primärprozess verwiesen. Rotationsreibschweißen als Primärprozess wurde bis dato nicht weiterverfolgt. In der vorliegenden Arbeit wird das Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen als technologische Grundlage für die wissenschaftliche Frage nach der Belastbarkeit artfremder Mischverbindungen untersucht. Es bietet die geeignete Grundlage, mit der freien Wahl der FHE-Größen spezifische Verbindungsflächen herzustellen.

Die aufgeführten Verfahren mit Widerstandsschweißen als Sekundärprozess zeigen anhand technologischer Untersuchungen an unterschiedlichen Aluminiumlegierungen und Stählen, dass

punktförmige Verbindungen mit übertragbaren Kräften von mehreren Kilonewton bei verschiedenen Lastrichtungen möglich sind. Der Verweis auf Ausknöpfrübrüche im Scherzugversuch deutet darauf hin, dass Verbindungen mit ausreichend Duktilität erreichbar sind. Die Wahl der Fügeparameter zielt stets darauf ab, IMP zu vermeiden oder diese nur in geringem Maße auszubilden. Die jeweiligen Untersuchungen zeigen nicht auf, ob es mögliche Wechselwirkungen zwischen gewählten Grundwerkstoffen, erreichten Fügestellendurchmessern und der Dicke der IMP gibt.

2.3 Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen - USERP

2.3.1 Verfahrensbeschreibung

Das Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen wurde für Mischverbindungen, wie Stahl/Aluminium oder Titan/Aluminium entwickelt. Statt eines Lotes als FHE wird ein dem höherfesten Werkstoff gleicher oder ähnlicher Werkstoff genutzt. Für die Verbindung Stahl/Aluminium wird ein Stahl verwendet, bei Aluminium/Titan entsprechend Titan. Das Fügehilfselement wird mit Ultraschallschweißen auf das Aluminium geschweißt. Ultraschallschweißen (US-Schweißen) ist ein Pressschweißverfahren. Einer statischen Anpresskraft F_A überlagerte mechanische Schwingungen hoher Frequenz f_S und geringer Schwingungsamplitude A_S führen zu einer punktförmigen Schweißverbindung an der Grenzfläche zweier Werkstücke. Die Temperatur bleibt deutlich unter der Schmelztemperatur der zu verbindenden Werkstücke, siehe DIN EN 14610 und [Wod04]. Neuere Erkenntnisse weisen bei Stahl/Aluminium-Schweißungen darauf hin, dass Temperaturen von etwa 85 % der Schmelztemperatur T_S von Aluminium erreicht werden, da die intermetallische Phase Fe_2Al_5 nachgewiesen werden konnte [Had15]. Die Schweißnaht ist beim US-Linearschweißen entsprechend der Geometrie der Werkzeuge punktförmig. Die Verbindung beruht bei Mischverbindung auf Adhäsionskräften, Van-der-Waals-Bindungskräften und Diffusionsvorgängen, wobei alle Vorgänge nicht zeitlich getrennt, sondern parallel ablaufen. Das Verfahren ist eng mit dem Reibschweißen verwandt, da auch beim Ultraschallschweißen die Schweißwärme durch Reibung erzeugt wird [Wod04]. Einen Teil einer Ultraschallschweißmaschine zeigt Abbildung 2-5 beim Schweißen eines Stahl-Fügeelements auf Aluminiumblech nach Yang [Yan13]. Um eine Reibbewegung zwischen Fügehilfselement und Aluminium-Blech zu ermöglichen, schwingt die Sonotrode in Längsrichtung entsprechend der gezeigten Schwingungsamplitude A_S mit einer Frequenz von 20 kHz. Die Sonotrodenkoppelfläche ist meist mit einer Vielzahl von Pyramiden strukturiert, die in das Stahl-Element eingreifen und es mechanisch koppeln, um ein Mitschwingen zu erreichen. Damit eine Relativbewegung zu Stande kommt, wird das Al-Blech an einem festen

Werkzeug, dem Amboss, durch Spannelemente fixiert. Unter Wirkung einer statischen Anpresskraft F_A entsteht in weniger als einer Sekunde eine Schweißverbindung. Hervorzuheben ist, dass für das Verfahren keine Oberflächenpräparation notwendig ist. Zur Aktivierung der Oberflächen dient der Schweißprozess selbst, bei dem Oxidschichten in der Fügezone zwischen Stahl und Aluminium aufgerissen werden [Had15].

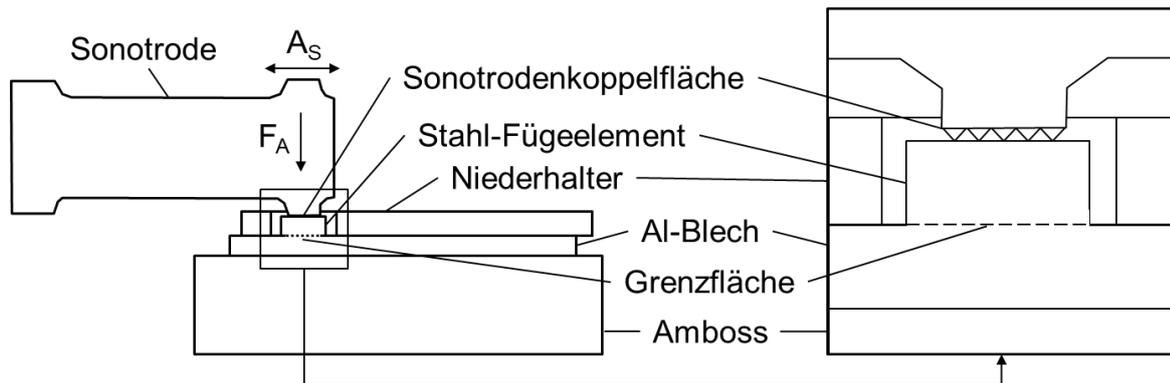


Abbildung 2-5: Schaubild des Ultraschalllinearschweißens zum Schweißen eines Stahl-Fügelements an Aluminiumblech (links) und Detail der Fügestelle (rechts)

Der zweite Prozessschritt ist das Widerstandspunktschweißen. Dabei entsteht nach DIN EN 14610 die zum Schweißen erforderliche Wärme durch den Widerstand gegenüber einem durch die Schweißzone fließenden elektrischen Schweißstrom I_S . Die Schweißverbindung entsteht punktförmig in den Werkstücken zwischen den Punktschweißelektroden, welche nahezu die gleiche Fläche aufweist, wie die Elektrodenenden. Während des Vorganges wird über die Elektrode eine Elektrodenkraft F_E auf den Punkt ausgeübt. Die Schweißlinse ist das Ergebnis des Schweißvorgangs. Der Durchmesser der Schweißlinse ist für die Praxis das relevanteste Merkmal einer Schweißverbindung. Allgemein gilt: je größer der Linsendurchmesser, desto größer die übertragbaren Lasten (DVS 2902-1).

Abbildung 2-6 zeigt den Widerstandspunktschweißprozess als Teil des USERP-Verfahrens. Das Aluminiumblech mit dem Fügehilfselement aus Stahl wird achsmittig unterhalb einer der Schweißelektroden positioniert. An der anderen Schweißelektrode liegt das Stahlblech. Unter Krafterwirkung F_E , übertragen durch die Schweißelektroden, fließt ein Schweißstrom I_S für eine voreingestellte Schweißzeit t_S durch die Gesamtanordnung der Werkstoffe Aluminium-Stahl-Stahl. Bedingt durch den höheren elektrischen Widerstand und die geringe Temperaturleitfähigkeit des Stahls entsteht eine Schmelze zwischen den Stählen, die sich radial und axial ausbreitet. Das

Zum tiefen Verständnis der werkstofflichen und geometrischen Bedingungen beim USERP bedarf es einer Analyse zur Bildung und Morphologie intermetallsicher Phasen und die Einflüsse der Fügstellengeometrie (Punktdurchmesser und Blechdicken) auf die Brucharten beim Widerstandspunktschweißen.

2.3.2 Intermetallische Phasen in Stahl/Aluminium-Verbindungen

Das stoffschlüssige Fügen durch Schweißen von Stahl und Aluminiumlegierungen ist durch die unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der Hauptelemente Eisen und Aluminium erschwert. Die Eigenschaften sind in Tabelle 2-3 zusammengefasst.

Tabelle 2-3: *Materialeigenschaften von Aluminium und Eisen bei Raumtemperatur [Rad96, Poh99, Bra99]*

Materialeigenschaft	Einheit	Eisen	Aluminium
Dichte ρ	g/cm ³	7,85	2,7
Schmelztemperatur v_s	°C	1536	660
Wärmeleitfähigkeit λ	W/mK	75	238
spezifische Wärmekapazität c	J/kgK	456	917
Wärmeausdehnungskoeffizient α	1/K	$12,3 \cdot 10^{-6}$	$23,8 \cdot 10^{-6}$
Elastizitätsmodul E	GPa	210	72
Zugfestigkeit R_m	MPa	270 bis 410	80
0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$	MPa	180 bis 250	35
Bruchdehnung A	%	30	42
Kristallstruktur	-	kubisch raumzentriert (bcc)	kubisch flä- chenzentriert (fcc)

Die schlechte Schweißseignung von Eisen mit Aluminium ist bedingt durch die unterschiedlichen Schmelztemperaturen v_s , die sehr geringe Löslichkeit von Eisen in Aluminium im festen Zustand und die Bildung meist spröder intermetallischer Phasen (IMP). Die abweichenden Eigenschaften Wärmeleitfähigkeit λ , Wärmeausdehnungskoeffizient α und spezifische Wärmekapazität c führen zu großen inneren Spannungen, die die IMP nicht aufnehmen können. Die Folge sind verformungsarme Brucherscheinungen in geschweißten Konstruktionen. [Rat04]

Das Zustandsdiagramm Eisen-Aluminium zeigt Abbildung 2-7. Demnach ist eine vollständige Löslichkeit der Werkstoffe nur im flüssigen Zustand möglich. Das Diagramm gilt nur für unendlich lange Abkühlzeiten und ist nur bedingt auf die beim Schweißen vorherrschenden Aufheiz- und Abkühlbedingungen übertragbar. Es ist ersichtlich, dass es eisen- und aluminiumseitige Phasen gibt. Eisenständig sind FeAl und AlFe₃ zu finden, während aluminiumständig FeAl₂, FeAl₃ und Fe₂Al₅ entstehen. Weiter gibt es noch die metastabilen Phasen FeAl₆, Fe₂Al₉ und FeAl_x. Die Zusammensetzung der Phasen zeigt Tabelle 2-4.

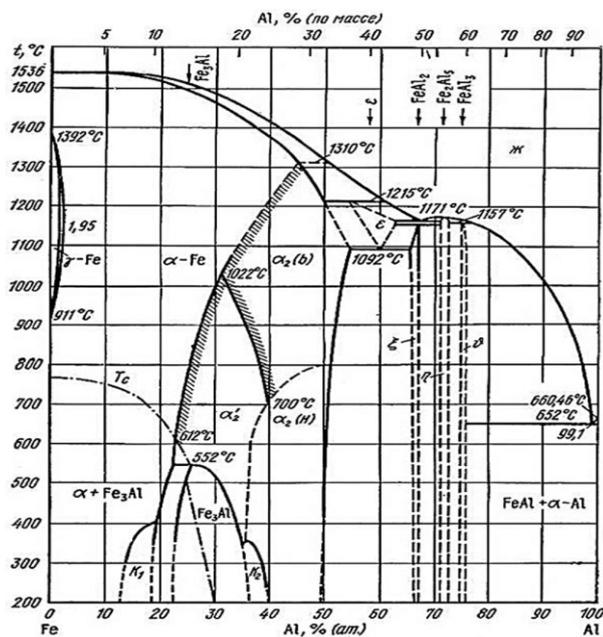


Abbildung 2-7: Zweistoffdiagramm Eisen-Aluminium [Mat15]

Tabelle 2-4: Zusammensetzung und Kristallstruktur intermetallischer Phasen des Systems Fe-Al [Rat04]

intermetallische Phase	Gew.-% Eisen	Kristallstruktur
Fe ₃ Al	86,06	fcc
FeAl	67,31	sc
FeAl ₂	50,72	triklin-anorthisch
Fe ₂ Al ₅	45,16	monoklin
FeAl ₃	40,70	monoklin
FeAl ₆ metastabil	25,55	orthorombisch
Fe ₂ Al ₉ metastabil	31,39	monoklin
FeAl _x metastabil	unbekannt	unbekannt

Die mechanischen Eigenschaften der IMP sind in Tabelle 2-5 zusammengestellt. Die eisenreichen Phasen Fe₃Al und FeAl weisen geringe Härten bei hoher Festigkeit auf und zeigen durch eine nachweisbare Druckdehnung $\varepsilon = 0,40\%$ und $0,80\%$ eine gewisse Duktilität. Im Gegensatz

sind die aluminiumreichen Phasen FeAl_3 und Fe_2Al_5 dreimal so hart, weisen eine dreifach geringere Festigkeit auf und besitzen keine Duktilität, da keine Druckdehnung gemessen werden kann.

Tabelle 2-5: Mechanische Eigenschaften gegossener intermetallischer Phasen des Systems Fe-Al [Rat04]

intermetallische Phase	Vickershärte (9,8 N)	Bruchzähigkeit $K_{IC} / \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	Druckfestigkeit R_m / MPa	Druckdehnung $\varepsilon / \%$
FeAl_3	892	2,15	200	0,00
Fe_2Al_5	1013	2,30	240	0,00
FeAl_2	unbekannt	unbekannt	unbekannt	unbekannt
FeAl	470	unbekannt	670	0,45
Fe_3Al	330	unbekannt	560	0,80

Schweißtechnisch sind meist nur die aluminiumreichen Phasen zu erreichen, was auf die unterschiedlichen Schmelztemperaturen der Grundwerkstoffe und die damit abweichenden Diffusionskoeffizienten D zurückzuführen ist. Abbildung 2-8 zeigt, dass der Diffusionskoeffizient von Eisen in Aluminium $D_{\text{Fe in Al}}$ bei deutlich geringeren Temperaturen ansteigt als der Diffusionskoeffizient von Aluminium in Eisen $D_{\text{Al in Fe}}$. Die Funktionen haben die Form

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \quad \text{Gleichung 2-1}$$

D_0 Diffusionskonstante

Q Aktivierungsenergie

R Gaskonstante

T Temperatur

mit $D_{0,\text{Fe in Al}} = 1,2 \cdot 10^3 \frac{\text{m}^2}{\text{s}}$, $Q_{\text{Fe in Al}} = 135 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$, $D_{0,\text{Al in Fe}} = 5,2 \cdot 10^4 \frac{\text{m}^2}{\text{s}}$, $Q_{\text{Al in Fe}} = 246 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$

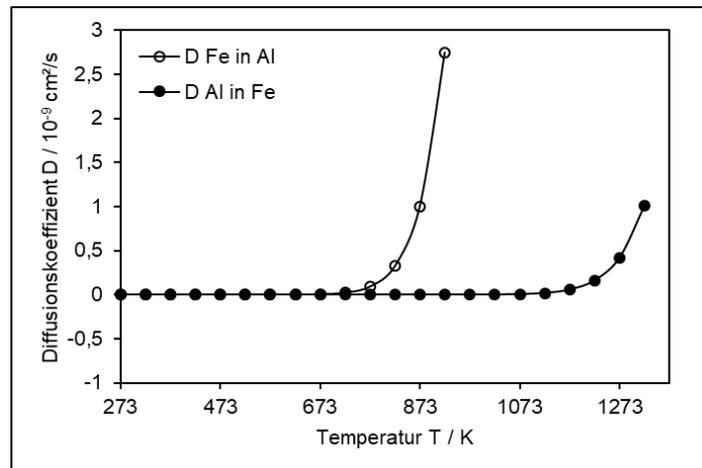


Abbildung 2-8: Diffusionskoeffizienten von Eisen in Aluminium und umgekehrt nach [Rat04]

Durch die schnellere Diffusion von Eisen in Aluminium werden die aluminiumreichen Sprödphasen FeAl_3 und Fe_2Al_5 bevorzugt ausgebildet. IMP entstehen während des Aufheizens und Abkühlens beim Fügen von Aluminium mit Eisen. Radscheid [Rad96] bezieht sich auf Ryabov [Rya69] und zeigt relevante Temperaturbereiche für die Bildung von FeAl_3 und Fe_2Al_5 auf. Staubach [Sta09] fasst das als Diagramm zusammen, siehe Abbildung 2-9.

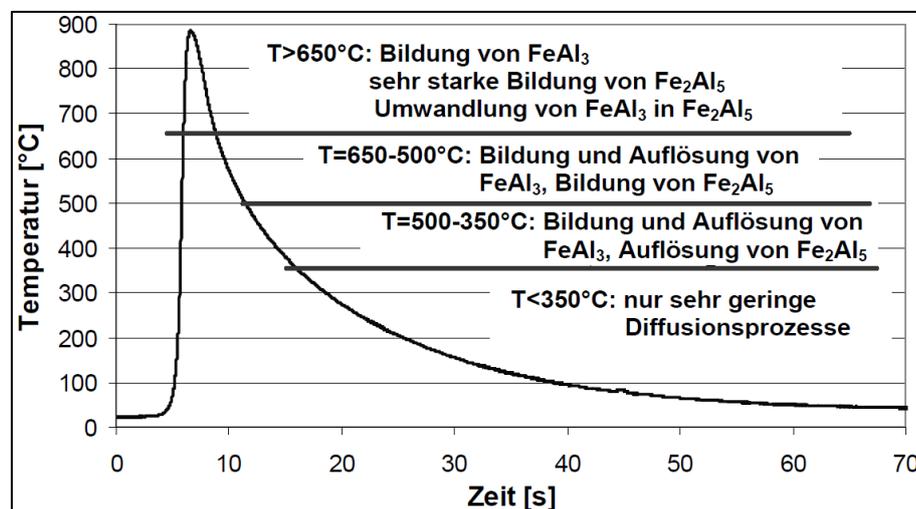


Abbildung 2-9: Temperatur-Zeit-Verlauf in einer Stahl-Aluminium-Verbindung beim Lichtbogenschweißen (schematisch) [Sta09]

Aus Abbildung 2-9 kann durch den steilen Temperaturanstieg abgeleitet werden, dass beim Schmelzschweißen die Erwärmung eine untergeordnete Rolle für das Ausbilden von IMP spielt. Das Temperaturfeld während des Abkühlens bietet eine Zeitspanne von etwa zehn Sekunden für

die Bildung von Fe_2Al_5 und fünf Sekunden für die Bildung von FeAl_3 . Aghajani et al. [Agh21] gelang es, durch eine gezielte Abkühlung von rührreibgeschweißten Proben mit CO_2 die Bildung von Fe_2Al_5 zu unterbinden. Damit sank die erreichbare Scherzugfestigkeit gegenüber einer ungekühlten Schweißnaht von 148 MPa auf 118 MPa.

Kajihara [Kaj06] berichtet, das Wachstum der IMP Fe_2Al_5 genügt einer parabelförmigen Funktion. Die Herleitung von Gleichung 2-2 über die Fick'schen Gesetze und dem Gauß'schen Fehlerintegral wird von Bargel [Bar08] erklärt.

$$t_{IMP}^2 = K \cdot t \quad \text{Gleichung 2-2}$$

t_{IMP} *Gesamtdicke der Schichten*

K *Wachstumskoeffizient*

t *Zeit*

Der Wachstumskoeffizient wurde in verschiedenen Literaturquellen experimentell ermittelt. Zhe [Zhe11] weist darauf hin, dass Gleichung 2-3 auch bei mehr als einer IMP in der Fügezone für das Gesamtwachstum genutzt werden kann und damit die Morphologie der IMP keinen makroskopischen Einfluss hat. Die Erkenntnisse sind in Abbildung 2-10 zusammengefasst. Die eingezeichnete zugehörige Funktion ist eine Fitfunktion der Form

$$K = K_0 \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}} \quad \text{Gleichung 2-3}$$

K_0 *Wachstumskonstante*

wobei $K_0 = 5 \cdot 10^4 \frac{\text{m}^2}{\text{s}}$ und $Q = 280 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$.

Eine Gültigkeit für das Widerstandsschweißen wurde bisher nicht nachgewiesen.

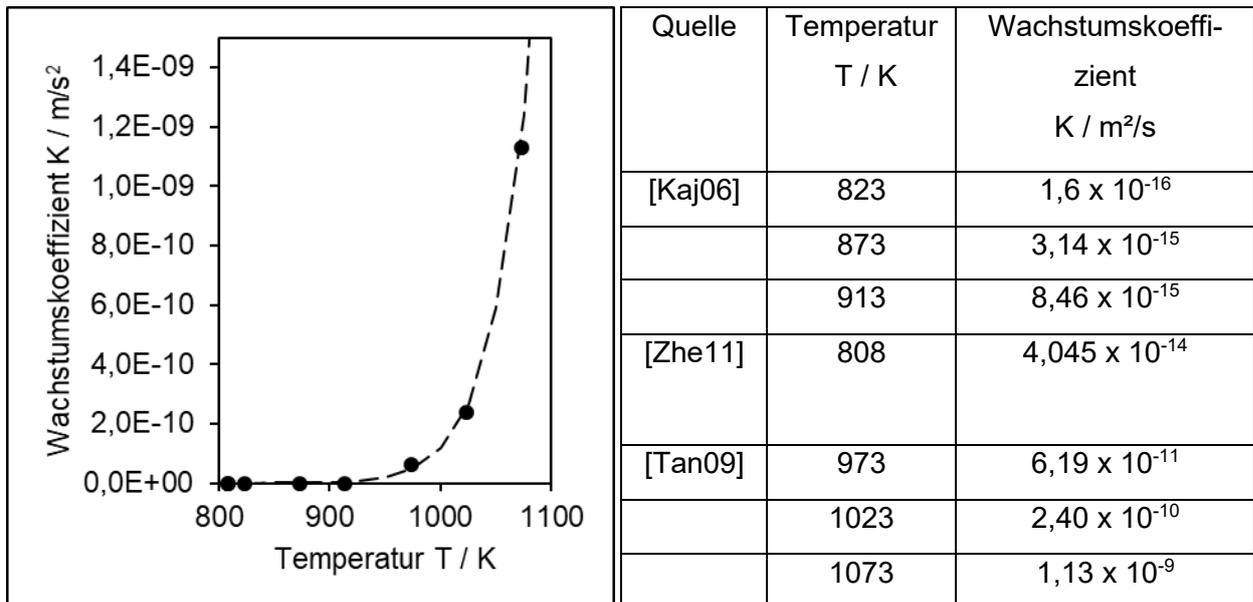


Abbildung 2-10: Literaturlauswertung der Temperaturabhängigkeit des Wachstumskoeffizienten

Zhe [Zhe11] nutzt in seinen Untersuchungen ebenfalls Gleichung 2-2, erweitert sie aber um eine Verzögerungszeit b . Er begründet die Verzögerung mit einer Phasenumbildung aus einer unmittelbar nach Start der Wärmewirkung entstandenen intermetallischen Phase zu einer zweiten, stabilen Phase, welche nach der Parabelfunktion wächst:

$$t_{IMP}^2 = K \cdot (t - b) \quad \text{Gleichung 2-4}$$

b Verzögerungszeit

Nach Lee [Lee07] entsteht die Phasenbildungsverzögerungszeit b durch die Umwandlung einer instabilen Zwischenphase Al_2Fe in Fe_2Al_5 . Rathod [Rat04] kommt zu der Annahme, die Phasenbildungsverzögerungszeit entstehe durch die Anreicherung von Fremdatomen im Gitter als übersättigter Mischkristall, deren Folge die Bildung von IMP ist. Dieser Vorgang ist zeit- und druckabhängig. Bei langen Schweißzeiten genügen geringe Temperaturen, um IMP-Wachstum hervorzurufen, bei ausreichend hohen Temperaturen beginnt das Phasenwachstum unmittelbar, siehe Abbildung 2-11. Hohe Anpressdrücke fördern das frühere Einsetzen des IMP-Wachstums, was mit der verbesserten Kontaktsituation der Grundwerkstoffe begründet wird, siehe Abbildung 2-12.

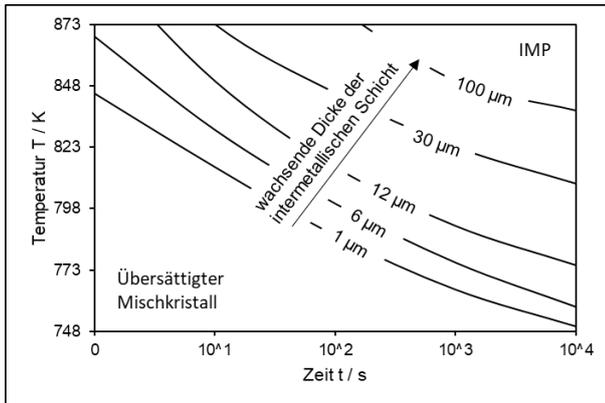


Abbildung 2-11: Zeit-Temperatur-Phasen-Diagramm nach [Rat04] bei Diffusionsschweißen von unlegiertem Stahl mit EN AW-5052

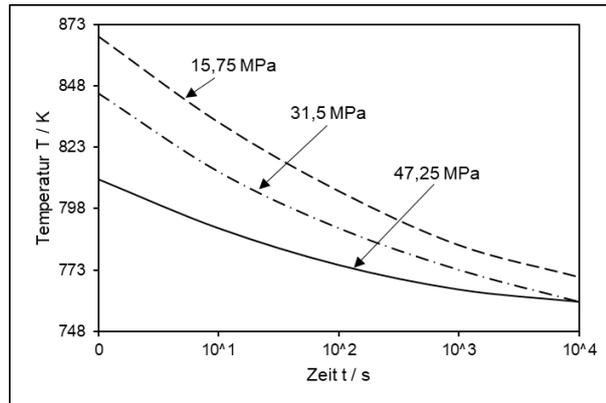


Abbildung 2-12: Wirkung des Anpressdrucks auf den Wachstumsbeginn von IMP beim Diffusionsschweißen [Rat04]

Damit ist die Phasenbildungsverzögerungszeit b ein Phänomen, was sowohl beim Schweißen im festen Zustand (Diffusionsschweißen) wie auch im flüssigen Zustand (Laserstrahlschweißen) auftritt, jedoch nur in vereinzelt Quellen berücksichtigt wurde. Zusammenhänge zum Widerstandsschweißen wurden bislang nicht hergestellt.

Bekannt ist, dass Legierungselemente auf die IMP-Bildung wirken [Lis98]. Shi et al. [Shi13] untersuchte das Doppelektroden-Lichtbogenschweißen. Geschweißt wurde an jeweils 1 mm dicken Q235 + Z100 und EN AW 5052. Als Zusatzwerkstoffe wurden AlMg5 und AlSi5 vergleichend untersucht. In der Fügezone wurden FeAl_3 und Fe_2Al_5 gleichermaßen gefunden, siehe Abbildung 2-13. AlSi5 als Zusatzwerkstoff bewirkt eine ausgeprägte Nadelform des FeAl_3 auf der Aluminiumseite und eine durchgehende Schicht des Fe_2Al_5 auf der Stahlseite. Bei den Untersuchungen mit AlMg5 ist die Nadelform von FeAl_3 weniger stark ausgeprägt und Fe_2Al_5 weist ein deutliches blockförmiges Wachstum auf. Entsprechend kommen Shi et al. zu dem Schluss, dass Magnesium das Wachstum der spröden Fe_2Al_5 begünstigt, da Silizium mit Fe und Al eine Fe-Al-Si-Verbindung eingeht und dadurch die Diffusionsgeschwindigkeit von Fe hemmt. Mg hingegen geht eine ähnliche Verbindung nicht ein. So kann Eisen ungehindert diffundieren. Weitere Erkenntnisse fasst Achar [Ach80] zusammen. So führt ein Silizium-Gehalt von 4 bis 5 % im Aluminium zu geringsten IMP-Schichtdicken und maximalen Festigkeiten. Zink-Gehalte von 7 % weisen ebenfalls ein Festigkeitsmaximum auf. Kupfer hemmt das IMP-Wachstum.

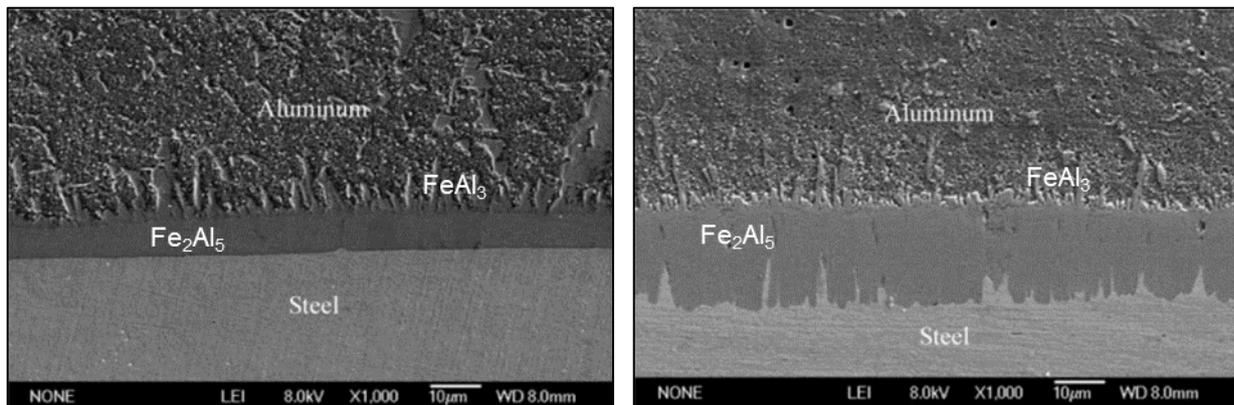


Abbildung 2-13: Vergleichende Schliffbilder von Doppel elektrodenschweißungen mit Zusatzwerkstoffen AISi5 (links) und AlMg5 (rechts) [Shi13]

Aus den aufgezeigten Erkenntnissen kann geschlussfolgert werden, dass Anpressdruck, Temperatureinfluss und Legierungselemente Wirkungs-faktoren auf die Phasenbildung darstellen. Bereits Ryabov [Rya66] gab an, dass Verbindungen, die im Stumpfstoß mit Lichtbogen geschweißt sind, bei einer IMP von 5 µm Dicke eine Festigkeit von etwa 200 bis 300 MPa aufweisen und je weitere 5 µm Phasendicke die Festigkeit um 50 MPa abnimmt. Weitere Verbindungen mit Schmelzschweißprozessen konnten diese Erkenntnisse stets untermauern [Ach80], [Shi13], [Sta09], [Kre02], [Rad96]. Die Kombination von Schmelzschweißprozessen mit Anpressrollen, z.B. beim Laserstrahl-Rollennahtschweißen reihen sich ebenfalls in die Erkenntnisse von Ryabov ein [Rat04], [Oza12]. Bezüglich Widerstandsschweißen strebte Neudel [Neu13] geringe IMP-Dicken an, um Scherfestigkeiten von 70 MPa zu erreichen. Ein Bezug zwischen IMP-Wachstum und Festigkeit wurde nicht hergestellt. Chen et al. [Che18] erreichten beim Widerstandspunktschweißen eine IMP-Dicke von 7 µm. Mit Hilfe eines Simulationsmodells wurden Zugfestigkeiten von 160 MPa prognostiziert und Scherfestigkeiten von 120 MPa. Dies wurde durch Zugversuche an Schweißpunkten bestätigt. Ikeuchi [Ike05] beobachtete IMP-Dicken unterhalb von 1 µm an Verbindungen zwischen S235 und EN AW 5083, die mit Rotationsreibschweißen hergestellt wurden. Abbildung 2-14 zeigt zusammenfassend den Bezug zwischen Festigkeit und IMP-Dicke unter Berücksichtigung von Legierungselementen und vorhandenem Anpressdruck („+ p“ in Abbildung 2-14). Demnach werden hohe Festigkeiten bei geringen IMP-Dicken erreicht, wobei Ozaki [Oza12] und Rathod [Rat04] auf ein Festigkeitsmaximum bei einer IMP-Dicke von 5 µm hinweisen. Magnesium als Legierungselement führt in Verbindung mit Schmelzschweißprozessen („AlMg“ in Abbildung 2-14) zu etwas höheren Festigkeiten gegenüber Silizium als Legierungsele-

ment bei vergleichbaren IMP-Dicken, bzw. erreicht höhere IMP-Dicken bei vergleichbaren Festigkeiten. Ein Anpressen scheint bei Silizium („AlSi +p“) keine Auswirkung hinsichtlich erreichbarer Festigkeit zu zeigen. Bei Magnesium als Legierungselement scheint der Anpressdruck die Festigkeit bereits bei geringen IMP-Dicken zu reduzieren, zeitgleich werden aber bei kleinsten IMP mit Anpressdruck die höchsten Festigkeiten erreicht (AlMg + p).

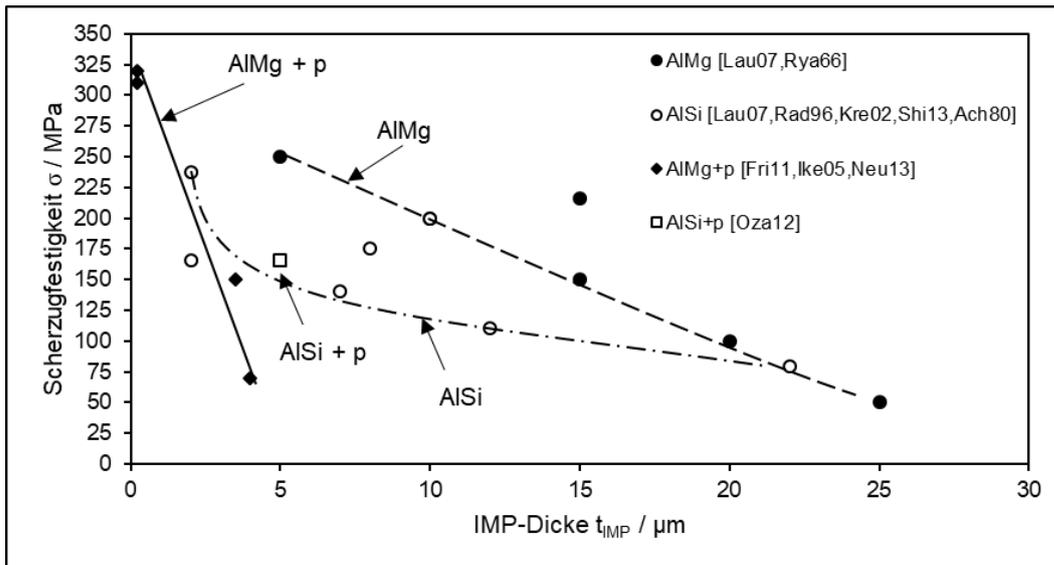


Abbildung 2-14: Wirkung der IMP-Dicke auf die Verbindungsfestigkeit in St/Al-Verbindungen in Abhängigkeit von Legierungselementen und Anpressdruck (+ p)

Zusammenfassung der Phasenentstehung und ihrer Wirkung

Beim Schweißen von Stahl mit Aluminiumlegierungen entstehen durch die unterschiedlichen thermo-physikalischen Eigenschaften der Elemente Eisen und Aluminium intermetallische Phasen (IMP). Aus der Literatur ist bekannt, dass bei den wärmeintensiven Fügeverfahren wie Schmelzschweißverfahren, aber auch beim Widerstandsschweißen Stahl im festen Zustand verbleibt und Aluminium schmilzt. Mit Temperaturen ab 350 °C entsteht FeAl_3 , ab 500 °C entsteht Fe_2Al_5 , bevorzugt jedoch bei Abkühlung von der Schweißwärme in umgekehrter Reihenfolge durch die gegenüber der Aufheizzeit verlängerte Abkühlzeit. Beide Phasen sind aluminiumreich und entstehen durch die deutlich größere Diffusionsgeschwindigkeit von Eisen in Aluminium gegenüber Aluminium in Eisen. Die Erkenntnisse aus den Grundelementen lassen sich weitgehend auf Stahl und Aluminiumlegierungen übertragen, wobei die Legierungselemente des Aluminiums die IMP-Morphologie beeinflussen. Silizium hemmt das Phasenwachstum durch Reaktion mit Eisen, Magnesium zeigt dieses Verhalten nicht. Das IMP-Wachstum folgt einer parabolischen

Wachstumsfunktion, wobei der Wachstumskoeffizient analog dem Diffusionskoeffizient temperaturabhängig ist. Von Schmelzschweißprozessen ist bekannt, dass das Phasenwachstum zeitlich verzögert abläuft, da Umwandlungsprozesse bzw. Mischkristallübersättigung zur Bildung der IMP temperaturabhängig unterschiedlich schnell ablaufen. Es wurde immer von den Phasen FeAl_3 und Fe_2Al_5 zusammen berichtet. Eine isolierte Betrachtung der jeweiligen Phasen bezogen auf Festigkeit konnte somit nicht erfolgen.

Mit Anwachsen der IMP wird die Festigkeit verringert und die Duktilität nimmt ab. Ab einer IMP-Dicke von $10\ \mu\text{m}$ ist die Grundfestigkeit von AlSi-Legierungen etwa halbiert, wodurch die in der Literatur häufig angegebene Grenze von $10\ \mu\text{m}$ als maximale Dicke der IMP begründet wird. Auf dieser Grundlage zielen die aus der Literatur bekannten Untersuchungen darauf ab, diese IMP-Dicke nicht zu überschreiten, lassen in diesem Zusammenhang aber die Fügstellengeometrie hinsichtlich Anbindungsquerschnitt und Blechdicken außer Acht. Insbesondere gilt dies auch für das Widerstandspunktschweißen, wo ein Zusammenhang zwischen Punktdurchmesser, der IMP-Dicke und der möglichen Lastaufnahme nicht betrachtet wurde. Hierzu soll zunächst aufgezeigt werden, welche Erkenntnisse zu Brucherscheinungen beim Widerstandspunktschweißen gleichartiger oder ähnlicher Werkstoffe vorliegen.

2.3.3 Brucherscheinungen beim Widerstandspunktschweißen

Die dargelegten Angaben beziehen sich in allen Literaturstellen bis auf gekennzeichnete Ausnahmen auf Stahl-Stahl-Verbindungen. Eine nachgewiesene Übertragbarkeit auf Aluminium-Aluminium-Verbindungen fand bisher nicht statt. Entsprechend gibt es keine Erkenntnisse für Stahl-Aluminium-Verbindungen. Darüber hinaus wird auf eine Unterscheidung zwischen Punktdurchmesser d_w und Linsendurchmesser d_n verzichtet. Aus DVS 2902-3 ist als Erfahrungswert bekannt, dass der Punktdurchmesser d_w bei Ausknöpfbruch an Stahlschweißungen 15 % größer ist als der im Schliffbild gemessene Linsendurchmesser d_n . Für Aluminium zeigen Praxiserfahrungen, dass keine Umrechnung zwischen d_w und d_n notwendig ist.

Radaj [Rad00] weist bei Stahl darauf hin, dass unter quasistatischer Belastung die Risseinleitung außerhalb der Wärmeeinflusszone (Heat Affected Zone – HAZ) stattfindet. Dies ist auf den Belastungszustand und das elastisch-plastische Verhalten des Werkstoffs zurückzuführen. Im Stahl findet eine Aufhärtung innerhalb der HAZ statt. Das behindert die Plastifizierung in diesem Bereich, was zur Folge hat, dass die größere Dehnung außerhalb dieses Bereichs stattfindet. Für Aluminiumwerkstoffe findet in der HAZ eine Entfestigung statt, weshalb dieser Bereich immer risseinleitend wirkt.

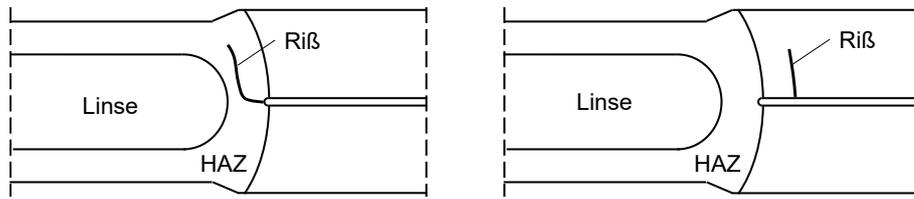


Abbildung 2-15: Risse am Schweißpunkttrand: Riss durch die HAZ bei Aluminium (-legierungen) (links) und Riss außerhalb der HAZ bei Stahl (rechts)

Radaj [Rad00] weist darauf hin, dass bei Schweißpunkten zwei Grundtypen von Brucherscheinungen unterschieden werden müssen: der Plattenbruch in Schweißpunkten mit hinreichend großen Durchmesser (Riss im Randbereich der Linse) oder bei kleinen Schweißpunkten der Linsenbruch in der Bindefläche, siehe Abbildung 2-16.

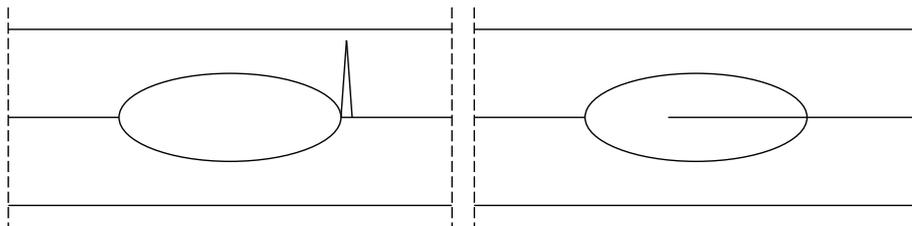


Abbildung 2-16: Grundtypen der Brüche von Widerstandspunktschweißungen: Plattenbruch als Riss im Blech (links), Linsenbruch als Riss in der Linse (rechts), nach [Rad00]

DVS 2916-1 ergänzt die grundlegenden, reinen Brucharten und durch Mischformen, wie in Abbildung 2-17 dargestellt:

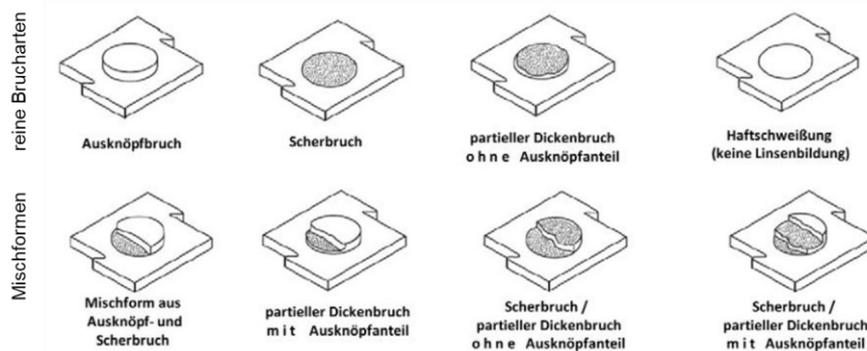


Abbildung 2-17: Brucharten von Widerstandspunktschweißverbindungen [DVS 2916-1]

Der Ausknöpfbuch stellt nach Radaj [Rad00] den „Riss im Blech“ dar und zeigt an, dass die Schweißverbindung eine höhere Festigkeit als der umgebende Grundwerkstoff aufweist. Beim Scherbruch ist es umgekehrt und beschreibt den Zustand „Riss in Linse“. Ein partieller Dickenbruch ist das Herausschälen der Schweißlinse entlang der Schmelzlinie aus einem der Grundwerkstoffe. Laut DVS 2916-1 besteht eine enge Beziehung zum Scherbruch und ist durch ein Herausreißen von mindestens 20 % der Blechdicke gekennzeichnet, ohne ein Loch im Blech zu hinterlassen. Bei der Haftschiweißung bleibt eine Schmelzebildung und somit eine Lastaufnahmemöglichkeit der Verbindung nahezu aus. Die Mischformen ergeben sich aus den reinen Brucharten. Eine eigene Klassifizierung für punktförmige Mischverbindungen aus Stahl mit Aluminium gibt es bisher nicht.

Die Voraussetzungen für die Grundbrucharten Ausknöpfbuch und Scherbruch (hierzu soll an dieser Stelle auch der partielle Dickenbruch zählen) beruhen auf Spannungsverhältnissen. Von Radaj [Rad00, Rad06] sind diese als Nennstrukturspannungen definiert, die sich mit einfachen Ingenieurformeln nach dem Nennspannungskonzept berechnen lassen.

Die Nennstrukturspannung σ_{sn} bei Scherzug hervorgerufen durch die Kraft in x-Richtung am Linsenrand ist:

$$\sigma_{sn} = \sigma_{mr,max} = \frac{F_{TS,A}}{\pi \cdot d_n \cdot t} \cdot f_{mb} \left(\frac{d_n}{D_P} \right) \quad \text{Gleichung 2-5}$$

$\sigma_{mr,max}$ maximale radiale Membranspannung

$F_{TS,A}$ Scherzugkraft bei Ausknöpf-Versagen (Plattenbruch)

f_{mb} lastfallabhängiger Korrekturfaktor

d_n Linsendurchmesser

D_P Plattendurchmesser

Abbildung 2-18 zeigt, dass sich die Spannung bei Krafteinwirkung F_{TS} auf die Zylindermantelfläche eines Bleches (z.B. Blech 1 mit Dicke t_1) bezieht. In Blech 2 wäre die Spannung kleiner, wenn $t_2 > t_1$ ist.

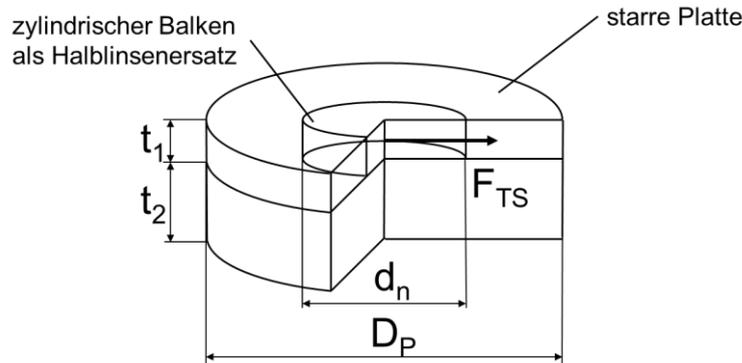


Abbildung 2-18: Modell eines Schweißpunktes an einer Zweiblechverbindung nach [Rad06]

Der lastfallabhängige Korrekturfaktor $f_{mb}(d_n/D_P)$ kann mit 1 angenommen werden, wenn die Platte mit Durchmesser D_P als unendlich ausgedehnt betrachtet wird.

Die Nennstrukturspannungen in der Schweißlinse lassen sich ebenfalls nach Radaj [Rad00; Rad06] berechnen.

Die Nennscherspannung τ_{sn} in Folge F_{TS} ist:

$$\tau_{sn} = \tau_{t,max} = \frac{4 \cdot F_{TS,S}}{\pi \cdot d_n^2} \quad \text{Gleichung 2-6}$$

$\tau_{t,max}$ maximale tangentielle Membranscherspannung

$F_{TS,S}$ Scherzugkraft bei Scher-Versagen (Linsenbruch)

Nach Abbildung 2-18 ist die Membranscherspannung die wirkende Scherzugkraft F_{TS} bezogen auf die kreisförmige Verbindungsfläche zwischen den Blechen. Diese ist für beide Bleche gleich groß.

In [Rad06] wird darauf verwiesen, dass bei Scherzugbelastung eine Punktdrehung zu erwarten ist. Das ruft einen Kopfzuganteil am Punkt hervor und begünstigt einen Plattenbruch durch eine Schälwirkung. Der maximale Winkel lässt sich berechnen:

$$\tan \alpha_{max} = \frac{t}{\sqrt{d_n^2 - t^2}} \quad \text{Gleichung 2-7}$$

Eine grafische Darstellung von Gleichung 2-7 zeigt Abbildung 2-19. Aus Gleichung 2-7 lässt sich ableiten, dass der maximal mögliche Drehwinkel umso kleiner wird, je größer der Punktdurchmesser ist. Mit kleinerem Drehwinkel verringert sich die Kopfzugkraft F_{CT} und damit die Schälbelastung, wodurch ein vorzeitiges Ausknöpfen verhindert wird (vgl. Abbildung 2-20). Zu beachten ist, dass Gleichung 2-7 nur für Bleche gleicher Dicke und Werkstoffe gilt. Weiter ist aus praktischer Sicht anzumerken, dass große Drehwinkel nicht beobachtet werden, da die dafür notwendigen kleinen Schweißpunkte meist zu Scherbrüchen führen.

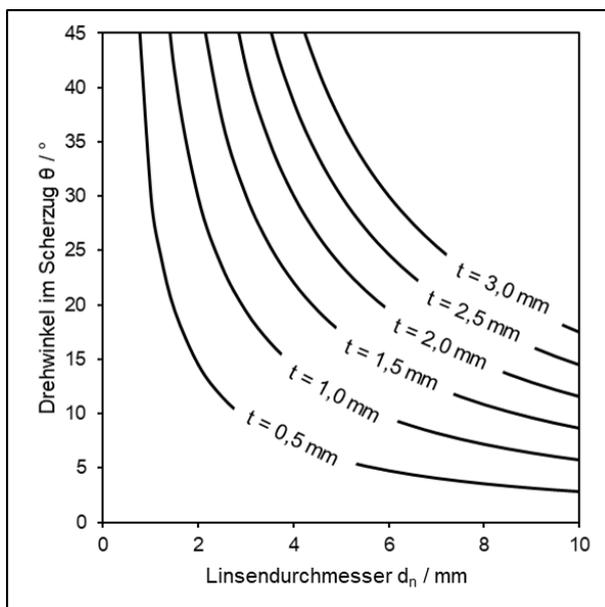


Abbildung 2-19: Drehwinkel beim Scherzugversuch in Abhängigkeit von Punktdurchmesser und Blechdicke

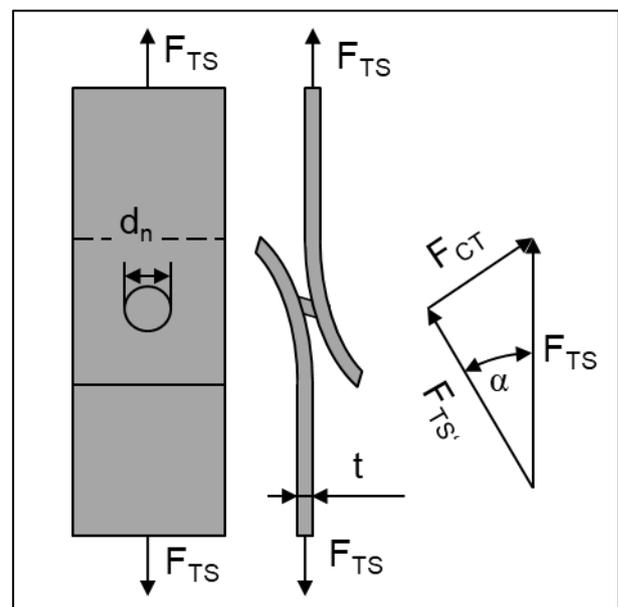


Abbildung 2-20: Kräftezerlegung beim freien Scherzugversuch nach DVS 2916-1

Chao [Cha03b], Pouranvari [Pou07] und Radakovic [Rad08] kommen zu dem Schluss, dass für Stahl ein schweißlinsendurchmesserabhängiger Grenzzustand existiert, bei dem ein Übergang vom Linsenversagen (Scherbruch) zu Plattenversagen (Ausknöpfbruch) eintritt. Grundlage sind Gleichung 2-5 und Gleichung 2-6. Zur Herleitung des Grenzzustandes sind die Zusammenhänge aus diesen Gleichungen grafisch in Abbildung 2-19 und Abbildung 2-20 dargestellt.

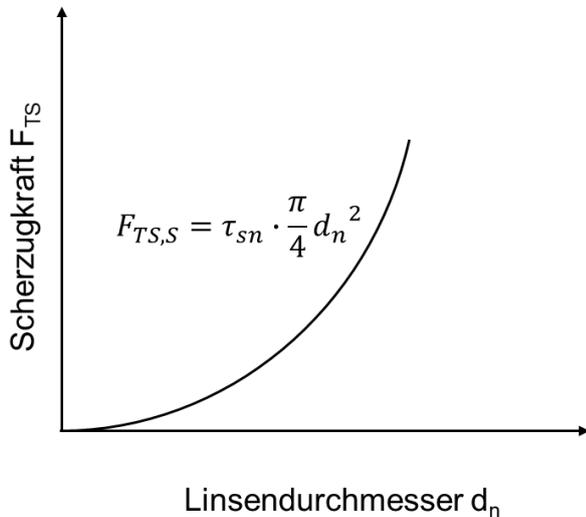


Abbildung 2-21: Grafische Darstellung von Gleichung 2-6

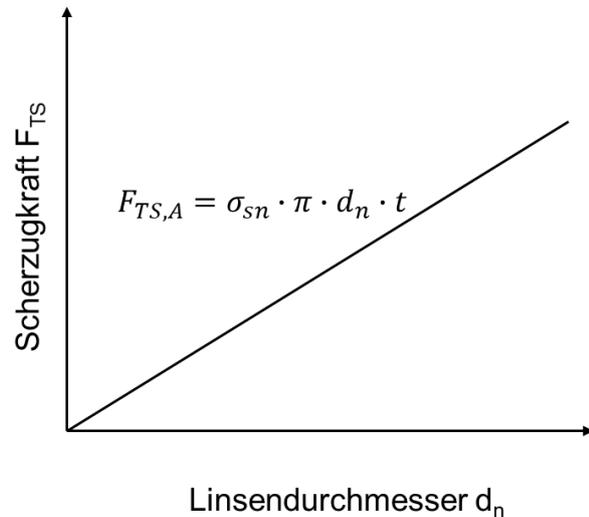


Abbildung 2-22: Grafische Darstellung von Gleichung 2-5

Pouranvari [Pou07] nutzt für die Betrachtung der Scherbelastung den aus Gleichung 2-5 und Gleichung 2-6 bekannten Ansatz zur Berechnung eines Grenzzustands. Die Art des Versagens (Linsenbruch oder Plattenbruch) hängt davon ab, welcher der beiden Versagensarten weniger Kraft benötigt, um ausgelöst zu werden. Mit dem Hinweis, dass die Zugfestigkeit am Versagensort zu betrachten ist, weist Pouranvari [Pou07] genau wie Radaj [Rad00] darauf hin, dass die Festigkeit in Schweißlinse, Wärmeeinflusszone und Grundmaterial unterschiedlich sein können.

Der Grenzzustand bei einem kritischen Punktdurchmesser d_{cr} als Übergang von Scher- zu Ausknöpfbruch erfolgt durch Gleichsetzen von Gleichung 2-5 und Gleichung 2-6.

$$d_{cr} = 4 \cdot t \cdot \frac{\sigma_{mr,max}}{\tau_{t,max}} \quad \text{Gleichung 2-8}$$

Die Lage des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} und die punktdurchmesserabhängige Scherzugkraft zeigt Abbildung 2-23. Die Lage von d_{cr} ist wie beschrieben von den Festigkeitsverhältnissen in der Schweißlinse und im Grundwerkstoff bzw. der Wärmeeinflusszone abhängig und wird durch das Verhältnis von $\frac{\sigma_{mr,max}}{\tau_{t,max}}$ bestimmt. Im Abbildung 2-23 ist links von d_{cr} mit einem parabelförmigen Anstieg der Scherzugkraft mit größer werdendem Punktdurchmesser zu rechnen. Es treten Scherbrüche auf. Rechts von d_{cr} erfolgt ein linearer Scherzugkraftzuwachs verbunden mit Ausknöpfbrüchen.

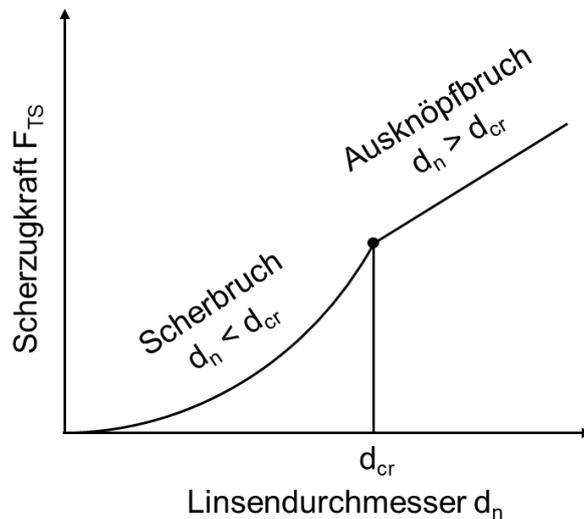


Abbildung 2-23: Grafische Darstellung des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} als Übergang vom Scher- zum Ausknöpfbrech

Als Beispiel wird in [Pou07] mit der Schubspannungshypothese von Tresca, die für den Maschinenbau üblich ist, gearbeitet:

$$\sigma_{t,max} = 2 \cdot \tau_{t,max} \quad \text{Gleichung 2-9}$$

Damit wird Gleichung 2-8 zu

$$d_{cr} = 4 \cdot t \cdot \frac{2 \cdot \sigma_{mr,max}}{\sigma_{t,max}} \quad \text{Gleichung 2-10}$$

Für (weichen) Stahl führt Pouranvari [Pou07] an, dass die Härte in der Schweißlinse doppelt so groß ist wie die des Grundwerkstoffs und verweist auf eigene Untersuchungen an niedrig-kohlenstoffhaltigem Stahl und die Auswertung von Härtereihen an Schlifffbildern, siehe Abbildung 2-24. Da bei Stahl Härte und Festigkeit korrelieren, kann mit diesen Erkenntnissen die die Festigkeit der Tangentialfläche $\sigma_{t,max}$ mit der radialen Mantelfläche $\sigma_{mr,max}$ ausgedrückt werden, siehe Gleichung 2-11 ,

$$\sigma_{t,max} = 2 \cdot \sigma_{mr,max} \quad \text{Gleichung 2-11}$$

Es reduziert sich Gleichung 2-10 zu

$$d_{cr} = 4 \cdot t \quad \text{Gleichung 2-12}$$

Somit ist für Stahl der kritische Punktdurchmesser nur von der Blechdicke abhängig.

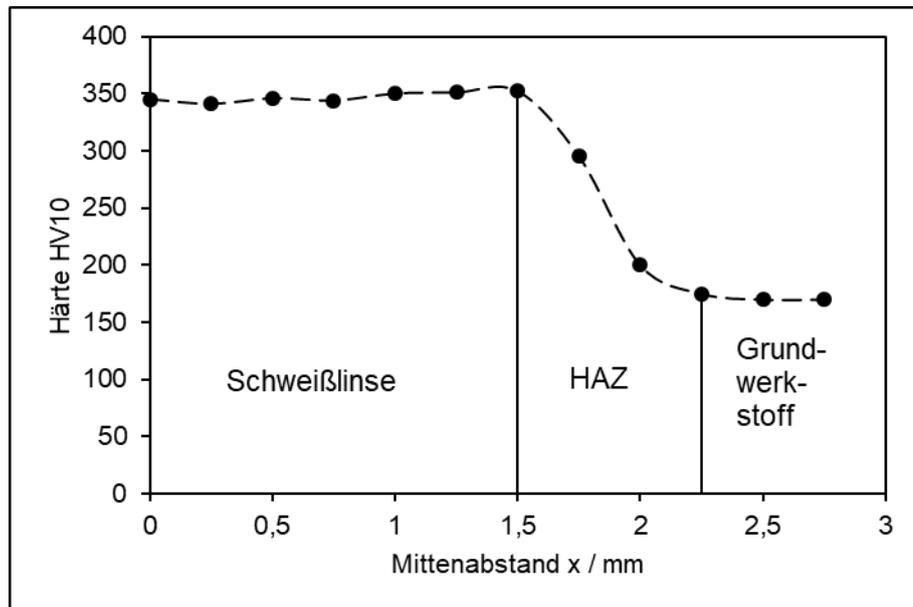


Abbildung 2-24: typisches Härteprofil einer Widerstandspunktschweißung nach [Pou07]

Für einen 1,5 mm Dualphasenstahl mit einer Zugfestigkeit von 590 MPa prognostiziert Radakovic [Rad08] auf Basis von FEM-Rechnungen den Übergang vom Scherbruch zum Ausknöpfbruch bei einem Punktdurchmesser von 6 mm. Damit scheint die Anwendbarkeit von Gleichung 2-12 für Stahl, der in Schweißlinse und Wärmeeinflusszone aufhärtet, gegeben.

Neben der Schubspannungshypothese von Tresca werden die Gestaltänderungshypothese und die Normalspannungshypothese aufgeführt [Dub97]. Je nach Anwendung der jeweiligen Hypothese werden Schubspannungen unterschiedlich bewertet; die angewendeten Faktoren zur Angabe einer äquivalenten Festigkeit liegen zwischen 1 und 2.

Der Vorteil einfacher Ingenieursformeln liegt in der schnellen Auslegung von Verbindungen. Entsprechend kann mit Gleichung 2-8 berechnet werden, wann eine Punktschweißverbindung ihren Übergang von Scher- zum Ausknöpfbruch aufweist und so die Energieaufnahme eines Schweißpunkts vergrößert werden, worauf ebenfalls Pouranvari hinweist, siehe Abbildung 2-25. Ein Ausknöpfbruch kann durch seinen Restbruchanteil im Grundwerkstoff noch weiter Energie aufnehmen. Ein Scherbruch versagt je nach Duktilität der Fügezone zäh oder schlagartig. Die Energieaufnahme ist bei Scherbruch immer geringer als beim Ausknöpfbruch und umso kleiner je spröder die Fügezone ist.

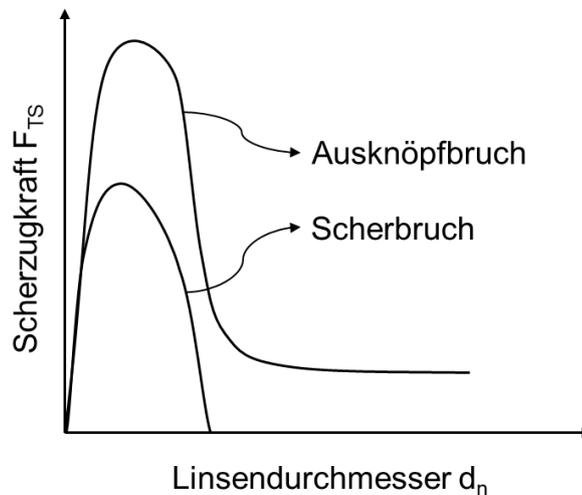


Abbildung 2-25: Schematisches Kraft-Verlängerungsdiagramm für Ausknöpfbrech und Scherbruch nach [Pou07]

DVS 2902-3 gibt für Stahl die Berechnung des Mindestlinsendurchmessers mit Gleichung 2-13 an. Die Herleitung der Werte ist unbekannt.

$$d_{n,min} = 3,5 \cdot \sqrt{t} \quad \text{Gleichung 2-13}$$

Gleichung 2-13 wird üblicherweise für den Maschinen- und Anlagenbau und den Automobilbau genutzt. Die Blechdicke t bezieht sich auf das dünnere an der Verbindung beteiligte Blech. Der Schienenfahrzeugbau verlangt nach DIN EN 15083-3 größere Schweißlinsen:

$$d_{n,min} = 5 \cdot \sqrt{t}. \quad \text{Gleichung 2-14}$$

Da der kritische Punktdurchmesser aus mehreren Literaturquellen [Pou07, Rad08) bestätigt wurde, wird dieser zur Einordnung von Gleichung 2-13 und Gleichung 2-14 in Abbildung 2-26 genutzt. Gleichung 2-12 zur Berechnung des kritischen Punktdurchmessers teilt das Diagramm in zwei Bereiche: Links der gestrichelten Linie würden Ausknöpfbüche zu erwarten sein, rechts davon Scherbrüche. Erkennbar ist, dass bei Auslegung der Verbindung auf einen Mindestlinsendurchmesser nach Gleichung 2-13 bei einer Blechdicke von $t = 0,75$ mm Scherbrüche zu erwarten sind. Bei Anwendung von Gleichung 2-14 erst ab einer Blechdicke von $t = 1,5$ mm. Es ist zu beachten, dass die Berechnungen aus Gleichung 2-13 und Gleichung 2-14 immer Mindestwerte darstellen, die in der schweißtechnischen Praxis üblicherweise überschritten werden. Eine Auseinandersetzung mit der Bruchart in Zusammenhang mit Blechdicke und Mindestlinsendurchmesser erfolgte insbesondere für Mischverbindungen bisher nicht.

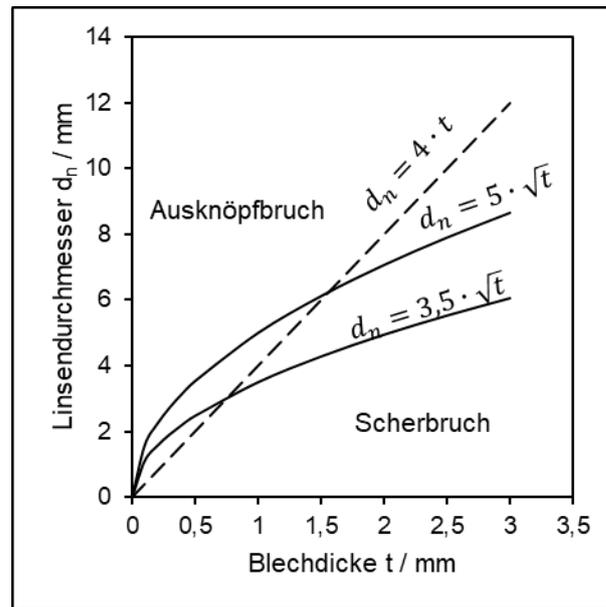


Abbildung 2-26: Linsendurchmesser-Blechdicken-Diagramm von Gleichung 2-12, Gleichung 2-13 und Gleichung 2-14

Kopfzugbelastung

Für den Lastfall Kopfzug wurden in [FAT14] zu den bisherigen Angaben widersprüchliche Angaben vorgefunden:

$$F_{CT} = \pi \cdot d_n \cdot t_{min} \cdot R_m \cdot c_N \quad \text{Gleichung 2-15}$$

F_{CT} Kopfzugkraft

R_m Zugfestigkeit

c_N Proportionalitätskonstante für Normalbelastung

Die Gleichung 2-15 entspricht nach umstellen Gleichung 2-5, jedoch für die Kopf- statt die Scherzugbelastung bei Ausknöpferversagen. Chao [Cha03a] gibt an, die Scherspannung im Blech verlaufe nicht gleichmäßig um den Punktumfang, sondern winkelabhängig, siehe Abbildung 2-27. Damit steht diese Angabe im Kontrast zu [FAT14]. Die Anwendbarkeit der Formeln für Stahl-Aluminium-Verbindung blieb bisher aus.

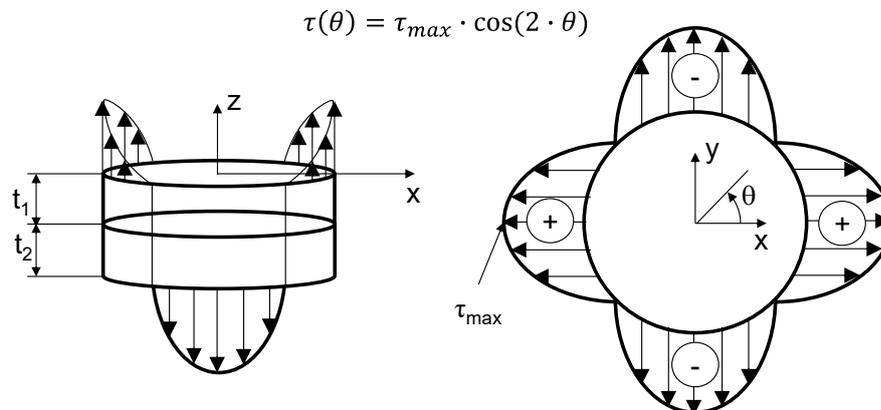


Abbildung 2-27: Spannungsverteilung bei Kopfzug nach [Cha03a]

Für Kopfzugkraft F_{CT} berechnet Chao aus dem Ansatz nach Abbildung 2-27:

$$F_{CT} = t \cdot r \cdot \tau(\theta) \quad \text{Gleichung 2-16}$$

Gleichung 2-16 ist unabhängig von π . Die in Abbildung 2-27 gezeigte Gleichung verdeutlicht, dass die Spannung am Linsenrand der jeweiligen Bleche auf zwei Mal $\pi/2$ verteilt ist.

$$\int \tau_{max} \cdot \cos(2 \cdot \theta) d\theta = \tau_{max} \cdot \frac{\sin(2 \cdot \theta)}{2} \quad \text{Gleichung 2-17}$$

Einsetzen der Integrationsgrenzen von $-\frac{\pi}{4}$ bis $\frac{\pi}{4}$ für das obere Blech in Gleichung 2-17:

$$\tau_{max} \cdot \left(\frac{\sin(2 \cdot \frac{\pi}{4})}{2} - \frac{\sin(2 \cdot (-\frac{\pi}{4}))}{2} \right) = \tau_{max} \cdot \quad \text{Gleichung 2-18}$$

Weitere Grenzen von $\frac{3}{4}\pi$ bis $\frac{5}{4}\pi$ führen zu gleichem Ergebnis und zu Verdopplung von τ_{max} .

$$F_{CT} = t \cdot r \cdot 2 \cdot \tau_{max} = t \cdot d \cdot \tau_{max} \quad \text{Gleichung 2-19}$$

Nutzung von FEM

Finite-Element-Modellierung ist ein numerisches Verfahren z.B. zur Lösung komplexer Festigkeitsprobleme. Im Falle des Widerstandspunktschweißens wurden meist Ersatzmodelle geschaffen, um die Lastaufnahme einzelner Schweißpunkte in einer Fahrzeugstruktur abzuschätzen [Rad06]. Eine Festigkeitsauswertung für verschiedene Lastfälle am Schweißpunkt unter Berücksichtigung von Werkstoffeigenschaften liefert Sorpas 3D [Nie13]. Die Software Sorpas 2D umfasste bisher vorrangig die Prozessanalyse und wurde z.B. von Kotschote [Kot19] genutzt. Sorpas 3D umfasst auch Festigkeitsanalysen. Erkenntnisse zu Mischverbindungen existieren aktuell nicht.

Zusammenfassung zu den Festigkeitsbetrachtungen

Für punktförmige Schweißungen gibt es einen Übergang vom Scher- zum Ausknöpfbuch. Verschiedene Literaturquellen nutzen die kreisrunde Form der Fügestelle und stellen unter Berücksichtigung von Blechdicke und Werkstofffestigkeit Formeln zusammen, um das Versagen berechnen zu können. Pouranvari [Pou07] wies nach, dass der Übergang von Scher- zu Ausknöpfbuch bei Stahl bei einem kritischen Punktdurchmesser $d_{cr} = 4 \cdot t$ liegt. Für Aluminiumlegierungen wurde dieser Ansatz bisher nicht verfolgt. Entsprechend gibt es aktuell keine Betrachtung für punktförmige Mischverbindungen. Eine Anwendbarkeit des kritischen Punktdurchmessers für Stahl-Aluminium-Verbindungen ist ein wesentlicher Faktor für die Beweisführung, dass eine Fügezone mit IMP die Festigkeit beeinflusst. Voraussetzung hierfür ist die Kenntnis der Festigkeit in der Fügezone zwischen Stahl und Aluminium. Dafür gibt es in der Literatur keine Hinweise. Ebenso muss die Berechnungsmethode für den Belastungsfall Kopfzug nach Chao [Cha03] hinsichtlich Anwendbarkeit für Stahl/Aluminium-Mischverbindungen nachgewiesen werden. Den Berechnungsansätzen gemein ist, dass eine Berücksichtigung der Punktdrehung bei Belastung als mögliche Minderung der Maximalkräfte keine Beachtung gegeben wird.

2.4 Schlussfolgerungen zum Stand der Technik

Bei Mischverbindungen zwischen Blechen aus Stahl und Aluminiumlegierungen dominieren mechanische Fügeverfahren, da mit diesen die Ausbildung von intermetallischen Phasen unterbunden werden. Die Ausnutzung der Fügstellen ist durch Lochlaibung begrenzt. Werden Stahl und Aluminiumlegierungen mit wärmeintensiven Verfahren gefügt, entstehen unvermeidlich intermetallische Phasen, die die ertragbare Festigkeit und Zähigkeit der Verbindung beeinflussen. In der Literatur wird eine kritische IMP-Dicke von $10 \mu\text{m}$ angegeben, wobei der Nachweis fehlt, ob dies auch für Widerstandsschweißen gilt. Es bleibt offen, inwieweit eine IMP unter den geometrischen Gegebenheiten des Widerstandsschweißen zu akzeptieren ist, sofern das IMP-Wachstum technologisch gesteuert werden kann. Als neues Fügeverfahren eröffnet das Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen (USERP) Möglichkeiten, den Grundwerkstoff der Aluminiumlegierungen optimal auszunutzen, da die Fügestelle als Ausknöpfbuch aus dem Blech ausreißen kann. Der Ausknöpfbuch ist für Stahl an bestimmte geometrische Voraussetzungen geknüpft. Es existiert ein kritischer Punktdurchmesser als Übergang von Scherbruch zu Ausknöpfbuch, doch es fehlt eine Übertragung auf Aluminiumlegierungen und Mischverbindungen. Es existieren eine Vielzahl von ingenieurmäßigen Ansätzen für die Lastaufnahmemöglichkeit von Schweißpunkten, die sich zum Teil widersprechen. Ein Bemessungskonzept für Stahl-Aluminium-Verbindungen gibt es aktuell nicht.

3 Ziele der Arbeit

Das Fügen von Stahl mit Aluminiumlegierungen wird in der Industrie mittels mechanischer Füge-technik durchgeführt, um die Bildung von intermetallischen Phasen (IMP) zu vermeiden. Mit wärmeintensivem Fügen treten IMP auf und das verhindert die Akzeptanz der Anwendung. Es wird davon ausgegangen, dass IMP die Lastübertragung nicht zulassen und die Verbindung versprödet.

Ziel der Arbeit ist es, ein Auslegungskonzept zu entwickeln, um das Vorhandensein der IMP bei der Kraftübertragbarkeit zu berücksichtigen. Der Nachweis erfolgt mit dem Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen (USERP).

Aus dieser Zielsetzung ergeben sich folgende Schwerpunkte für die Arbeit:

1. Festigkeitsmodell. Ausgehend von den im Stand der Technik bekannten Berechnungsmethoden für den Übergang von Scher- zum Ausknöpfbruch werden definierte Fügstellengeometrien in einer FE-Simulation untersucht, um das Bruchverhalten IMP-freier Verbindungen vorherzubestimmen. Dies ist Ausgangspunkt für die Beeinflussung der Festigkeit durch die IMP.
2. Wärmefeldberechnung. Das IMP-Wachstum ist temperaturabhängig. Aus einer Prozesssimulation für das USERP-Verfahren wird aus Aufheiz- und Abkühlkurven das Wachstum der IMP hergeleitet.
3. Versuchsschweißungen. In realen Schweißversuchen wird das IMP-Wachstum und -Morphologie angeregt. Unter quasistatischer Belastung erfolgt eine Korrelation zwischen IMP, Bruchverhalten, Last- und Energieaufnahme.
4. Fügstellenfestigkeit. Es wird eine Zugprobe entwickelt mit der Festigkeitsangaben der Fügezonen getroffen werden können.
5. Auslegungskonzept und Nachweis. Der Festigkeitswert der Fügezone soll in Formeln zur Lastaufnahme und Bruchvorhersage Berücksichtigung finden. Die Belastungen statisch, dynamisch, schwingend sollen untersucht werden. Die Erkenntnisse werden auf Anwendungsfälle übertragen.

4 Theoretische und Experimentelle Untersuchungen

4.1 Werkstoffe

Der Werkstoff EN AW-5754 (AlMg3) wurde im Zustand H12 (viertelhart) genutzt. Der Magnesiumanteil in der Aluminiumlegierung soll das IMP-Wachstum begünstigen, um gezielt IMP entstehen zu lassen. EN AW-6016 (AlSi1,2Mg0,4) im Zustand T4 (lösungsgeglüht und kaltausgelagert) hat einen abgesenkten Magnesium- und höheren Siliziumgehalt, was die Sprödphasenbildung hemmt [Lis98, Shi13]. Die Eigenschaften sind nach DIN EN 485-2 festgelegt und wurden im Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 und DIN 50125 überprüft, siehe Tabelle 4-1 und Tabelle 4-2.

Tabelle 4-1: Eigenschaften von EN AW-5754 H12 aus DIN EN 485-2 und eigenen Versuchen

	Zugfestigkeit R_m / MPa	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Bruchdehnung $A_{50\text{ mm}}$ / %
DIN EN 485-2	220 - 270	170	min. 6 (t = 1,5 mm)
Versuch	245 ± 1	170 ± 8	$12,5 \pm 0,6$ (t = 1,5 mm)

Tabelle 4-2: Eigenschaften von EN AW-6016 T4 aus DIN EN 485-2 und eigenen Versuchen

	Zugfestigkeit R_m / MPa	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Bruchdehnung $A_{50\text{ mm}}$ / %
DIN EN 485-2	170 - 250	80 - 140	min. 24
Versuch	$210 \pm 1,5$	110 ± 7	30 ± 3

Die Eigenschaften von DC01 A sind in DIN EN 10130 festgelegt. Der Stahl wurde nach o.g. Regelwerk im Zugversuch charakterisiert. Der 22MnB5+AS140 ist normativ nicht erfasst, im Fahrzeugbau jedoch weit verbreitet.

Tabelle 4-3: Eigenschaften von DC01 (t = 1,5 mm)

	Zugfestigkeit R_m / MPa	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Bruchdehnung A / %
DIN EN 485-2	270 - 410	- 280	min. 28 (A_{80})
Versuch	$330 \pm 2,5$	180 ± 5	$52 \pm 2,2$ (A_{50})

Tabelle 4-4: Eigenschaften von 22MnB5 (t = 1,0 mm)

	Zugfestigkeit R_m / MPa	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Bruchdehnung A / %
Versuch	1500 ± 3	1000 ± 10	$5 \pm 0,8$

4.2 Finite Element Modellierung

Der Aufbau des FE-Modells erfolgte dreidimensional mittels Sorpas3D der Firma Swantec. Die Software ist ein geschlossenes Werkzeug zur Modellierung von Fertigungsprozessen, die auf Fließvorgängen basieren. Hierzu zählt das Widerstandsschweißen, da sich der lokal erwärmte Grundwerkstoff unter dem Einfluss des Elektrodendrucks verformt. Die hinterlegten Zusammenhänge sind in [Nie13] zusammengefasst. Die Ziele der Modellierung sind die Temperaturverteilung innerhalb der Fügestelle und die Festigkeitsanalyse der Verbindungen basierend auf einer implementierten Werkstoffdatenbank.

Sorpas stellt vernetzte Prüfkörper, Elektroden und virtuelle Schweiß- und Prüfmaschinen zur Verfügung, so dass vorhandene Konzepte genutzt und nur Prozessgrößen angepasst wurden.

Abbildung 4-1, Abbildung 4-2 und Abbildung 4-3 veranschaulichen die Materialkennwerte der Werkstoffe DC01 und EN AW-5754 für die Simulation. Die Werte dienen der Prozesssimulation, um das Werkstoffverhalten unter dem simulierten Temperatureinfluss wiedergeben zu können. Die geometrische Veränderung der Fügestelle durch den Schweißprozess ist die Grundlage für das spätere Festigkeitsmodell.

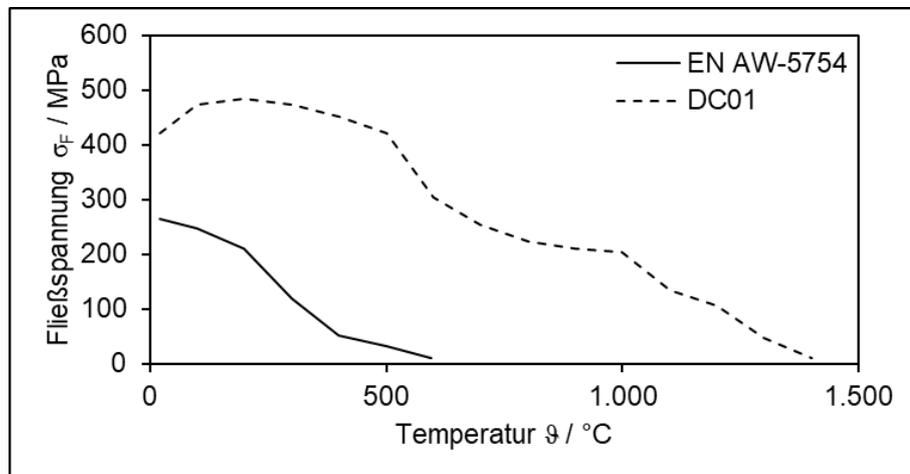


Abbildung 4-1: Fließspannungen in Abhängigkeit von der Temperatur für die Simulation

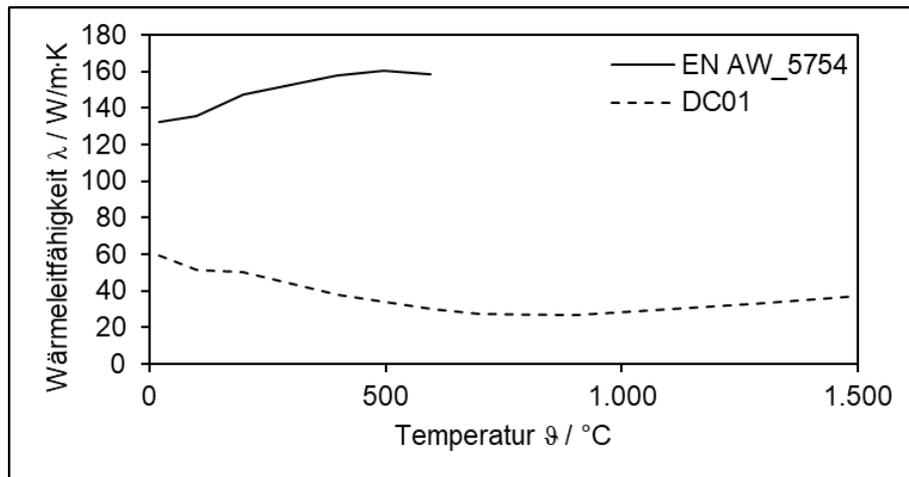


Abbildung 4-2: Wärmeleitfähigkeiten in Abhängigkeit von der Temperatur für die Simulation

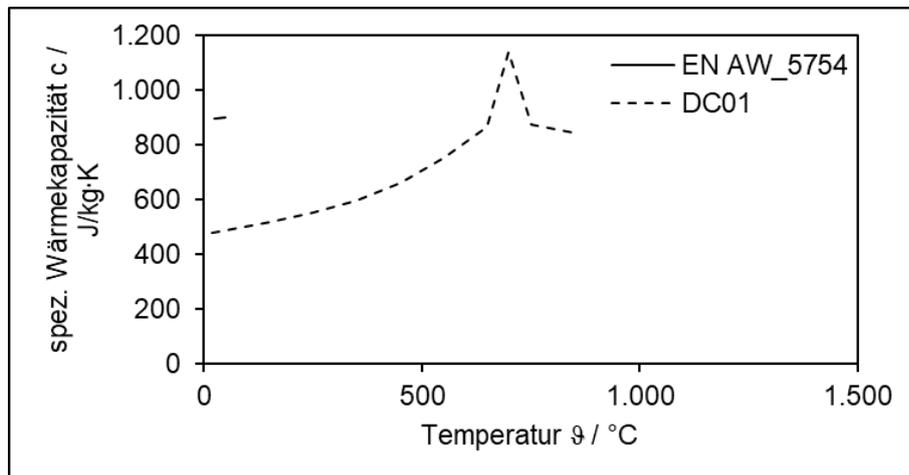


Abbildung 4-3: Wärmekapazitäten in Abhängigkeit von der Temperatur für die Simulation

Mit Hilfe der Temperaturverteilung der modellierten Fügezone soll die Verweilzeit innerhalb der aus der Literatur bekannten Temperaturintervalle für das Phasenwachstum ermittelt werden [Rat96, Sta09]:

- $20\text{ °C} < \vartheta < 350\text{ °C}$, ohne / kaum Diffusionsbewegungen
- $350\text{ °C} < \vartheta < 500\text{ °C}$, Bildung und Auflösung von FeAl_3
- $500\text{ °C} < \vartheta < 650\text{ °C}$, Bildung und Auflösung von FeAl_3 , Bildung von Fe_2Al_5
- $\vartheta > 650\text{ °C}$, Bildung und Auflösung von FeAl_3 , verstärkte Bildung von Fe_2Al_5

Ausgehend von den erreichten Temperaturen der Prozesssimulation soll das parabolische Wachstum der IMP entsprechend der Literatur nachgewiesen und überprüft werden (vgl. Gleichung 2-4):

$$x^2 = K \cdot (t_s - b) \quad \text{Gleichung 4-1}$$

x	Dicke der IMP	$[x] = m$
K	Wachstumskoeffizient der Gesamt-IMP	$[K] = m^2/s$
t_s	Schweißzeit	$[t_s] = s$
b	Verzögerungszeit	$[b] = s$

Für das Modell der Prozesssimulation wurde am Mikroschliff der Ultraschallschweißverbindungen die Realgeometrie zwischen Aluminiumblech und Fügeelement vermessen. Abbildung 4-5 zeigt den Aufbau des Prozessmodells mit 1,5 mm-Blechen und 5,4 mm-Element. Für die Prozesssimulation wurden Prüfkörper von 45 mm x 45 mm nach Empfehlung des SEP 1220-2 [SEP11] genutzt. Es wurden Bleche entsprechend des experimentellen Versuchsprogramms untersucht:

- EN AW-5754 (AlMg3): 1,0 mm, 1,5 mm, 2,0 mm, 3,0 mm
- DC01: 1,5 mm

Für die Prozesssimulationen wurden die in Tabelle 4-5 gezeigten Bauteilgeometrien genutzt. Neben Blechdicken und Fügeelementgeometrie musste die Geometrie der Ultraschallschweißung berücksichtigt werden. Durch das Ultraschallschweißen entsteht durch das Eindringen des Fügelements eine Vertiefung (Tasche) mit Durchmesser d_p und Tiefe t_p im Aluminiumblech, siehe Abbildung 4-4. Abbildung 4-5 zeigt die Anordnung aller an der Fügestelle beteiligten Elemente anhand einer Skizze mit den Größen aus Tabelle 4-5.

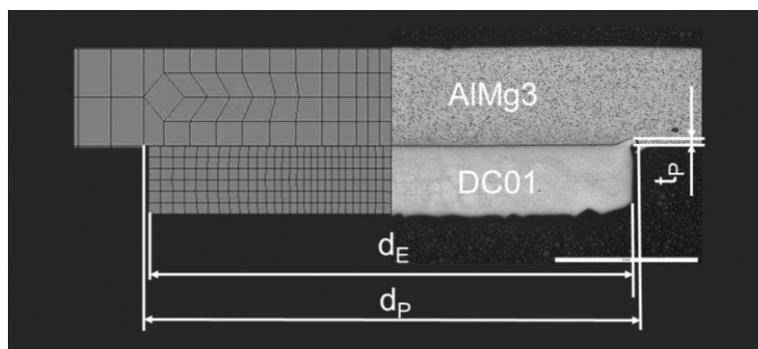


Abbildung 4-4: Ausbildung einer Tasche als Vertiefung im Aluminiumblech durch das Ultraschallschweißen

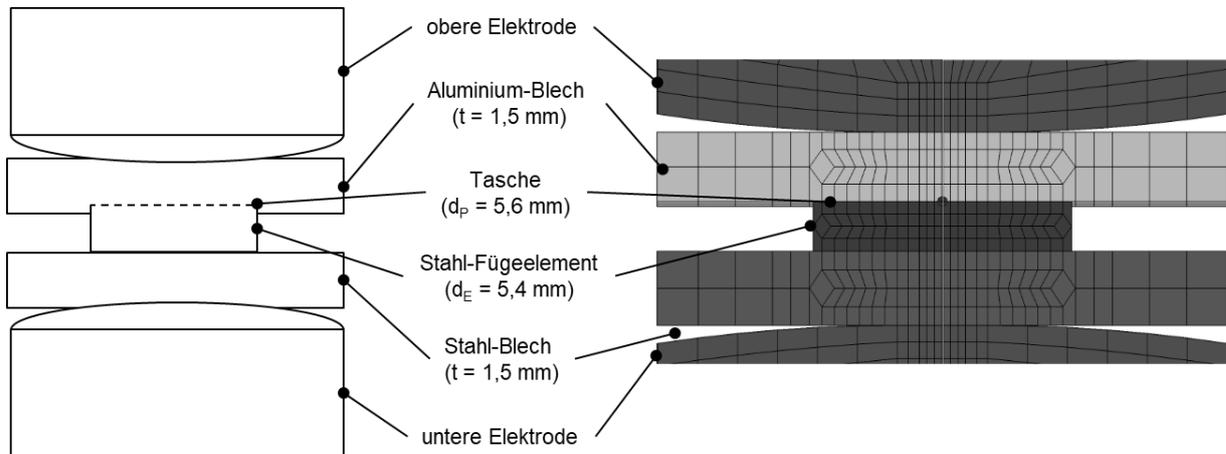


Abbildung 4-5: Aufbau und Vernetzung der Prozesssimulation (rechts) am Beispiel Fügehilfselement $d_E = 5,4 \text{ mm}$ und Al-Blechdicke $t = 1,5 \text{ mm}$

Tabelle 4-5: Fügestellengeometrien für die Prozess-Modellierung

Element	Hilfsfügeelement-		Taschen-	
	durchmesser d_E / mm	höhe h_E / mm	durchmesser d_P / mm	tiefe t_P / mm
$\varnothing 3,4 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$	3,4	1,00	3,6	0,14
$\varnothing 5,4 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$	5,4	1,00	5,6	0,10
$\varnothing 7,0 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$	7,0	1,00	7,2	0,05

Die Validierung des Prozessmodells findet mit Temperaturmessung außerhalb der Fügezone statt. Thermoelemente des Typs K (Ni-CrNi) werden am Umfang des Fügehilfselements in Bohrungen des Aluminiumblechs platziert. Die Bohrungstiefe entspricht mit einer Tiefe von $t_B = 0,75 \text{ mm}$ der halben Blechdicke. Die Anordnung der Messstellen und Abstände zum Stahl-Element zeigt Abbildung 4-6. Zum Aufzeichnen der Temperaturkurven wird der Multi-Datenlogger Almemo 500 der Firma Ahlborn genutzt.

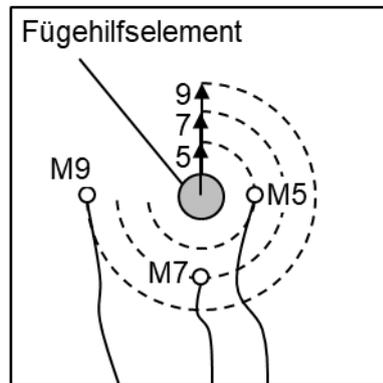


Abbildung 4-6: Schematische Anordnung der Temperaturmessstellen am Aluminiumblech mit Angabe der Abstandsradien zur Mitte des Stahl-Fügehilfselements in mm

Aus der Prozesssimulation wird mit Validierung durch reale Schweißversuche die Fügestellengeometrie in die Festigkeitssimulationen übernommen. Hierzu wird die Geometrie aus der Prozesssimulation mit Hilfe der jeweiligen Knoten-Position ermittelt. Der Durchmesser des Fügeelements d_E vergrößert sich, ebenso der Taschendurchmesser d_P in den Aluminiumblechen. Das Modell für die Festigkeitssimulationen im Vergleich zum Ergebnis einer realen Schweißung zeigt Abbildung 4-7. Die Ultraschallschweißung und die Schweißlinse des Widerstandsschweißens werden für die Belastungsversuche als Platten in den jeweiligen Fügebenen eingefügt. Die Platten haben keine eigenen Festigkeitseigenschaften. Im Belastungsversuch werden die Geometrien, die durch das Werkstofffließen während des Widerstandsschweißens entstehen, übernommen, jedoch ohne Elektrodeneindrücke und die Randdeformation der Fügehilfselemente. Die Kerbwirkung der Fügebenen ist berücksichtigt.

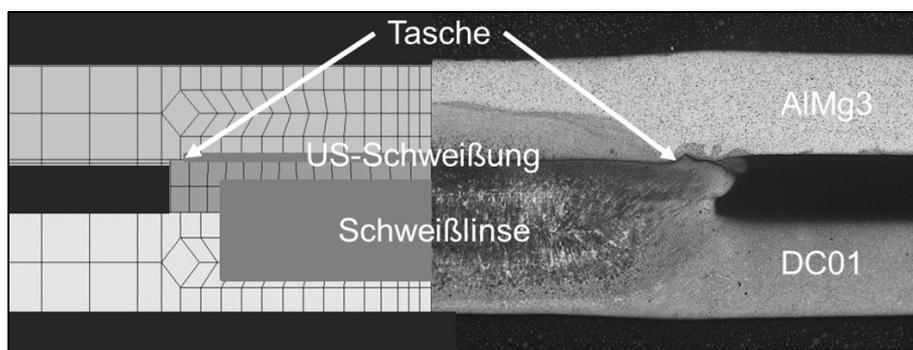


Abbildung 4-7: Modell für den Aufbau der Belastungsmodelle und Schliffbild nach dem Widerstandsschweißen im Vergleich

Die Scherzugversuche wurden mit Geometrievorgaben aus Stahl-Eisenprüfblatt 1220-2 modelliert. Im Gegensatz zur Normprobe aus DIN EN ISO 14273 mit Überlappungslängen von 35 mm sind dort 16 mm vorgegeben. Die freie Einspannlänge beträgt normkonform 95 mm. Die Kopfzugversuche erfolgten nach ISO 14272. Die Probengeometrien im Halbschnitt bzw. Viertelschnitt mit Bemaßungen zeigen Abbildung 4-8 und Abbildung 4-9. Wie für die späteren realen Scher- und Kopfzugversuche wurde eine Prüfgeschwindigkeit $v_t = 10 \text{ mm / min}$ genutzt.

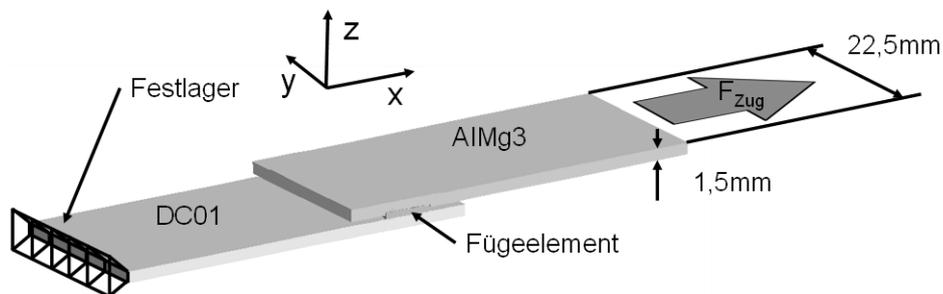


Abbildung 4-8: Scherzugprüfung als Halbschnittmodell für die Festigkeitssimulation

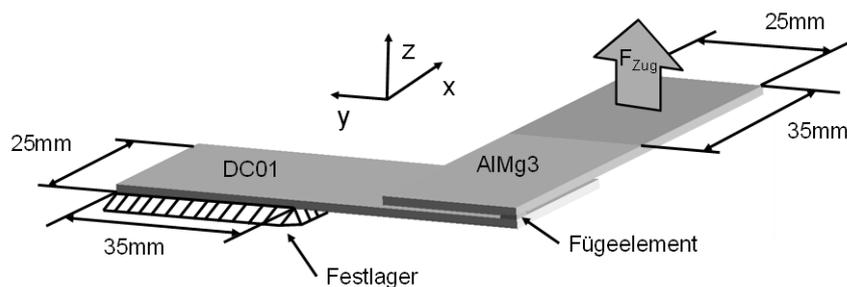


Abbildung 4-9: Kopfzugprüfung im Viertelschnittmodell für die Festigkeitssimulation

Mit der Festigkeitssimulation soll gezeigt werden, unter welchen geometrischen Bedingungen die Brucharten „Scherbruch“ und „Ausknöpfbuch“ erreicht werden. Und ob die Berechnungsmodelle von Chao [Cha03a], [Cha03b] für Stahl-Aluminium-Verbindung grundsätzlich angewendet werden können.

4.3 Schweißversuche

Die Verbindung von Stahl-Fügeelement und Aluminiumblech wurde durch punktförmiges Ultraschallschweißen ausgeführt. Für die Versuche wurde eine Telsonic Linearschweißmaschine mit einer maximalen Anpresskraft $F_A = 4 \text{ kN}$ und einer maximalen Schwingungsamplitude $A_{S,\text{max}} = 48 \text{ }\mu\text{m}$ genutzt. Abbildung 4-10 zeigt als wichtigsten Bestandteile einer Ultraschallschweißmaschine die Sonotrode und den Amboss. Die Sonotrode wird durch einen pneumatischen Anpresszylinder statisch auf das Fügeelement gepresst. Die Ultraschallschwingung erfolgt in axialer Richtung der Sonotrode. Ergänzend zu Abbildung 4-10 ist eine Ultraschallschweißmaschine mit einer Steuerung zur Eingabe der Parameter ausgestattet.

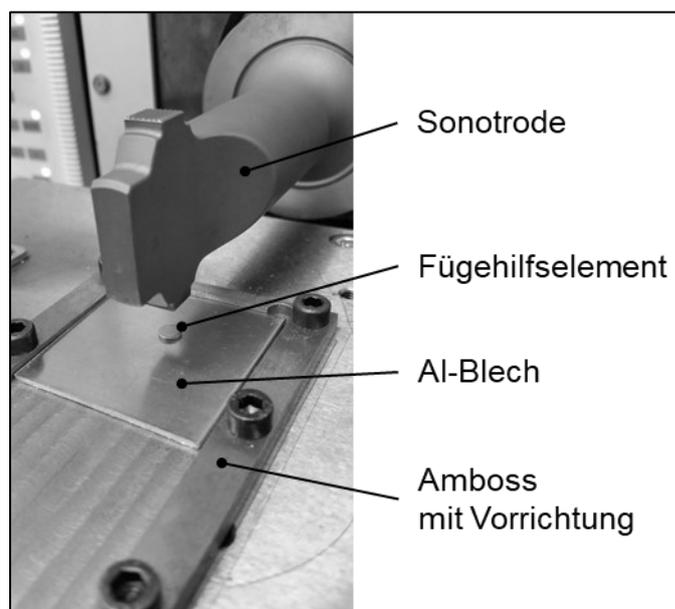


Abbildung 4-10: Aufbau des Versuchsstands zum Ultraschallschweißen (Darstellung ohne Niederhalter zur Fixierung des Aluminiumblechs)

Das Widerstandspunktschweißen dient dem Schweißen eines Stahlblechs an das Stahl-Fügeelement, um die Gesamtverbindung Stahlblech/Aluminiumblech herzustellen. Die Ultraschallschweißung zwischen Stahl und Aluminium erfährt eine Wärmebehandlung, wobei erwartungsgemäß die für die Untersuchungen relevante IMP entstehen kann. Für die Versuche kam eine stationäre Dalex-Punktschweißmaschine mit maximaler Elektrodenkraft $F_{E,\text{max}} = 10 \text{ kN}$, maximalem Schweißstrom $I_{S,\text{max}} = 70 \text{ kA}$ zum Einsatz. Die Stromquelle ist ein Genius-Inverter der Firma Harms & Wende und zwei Dalex-Transformatoren mit einer Leistung von jeweils 180 kVA.

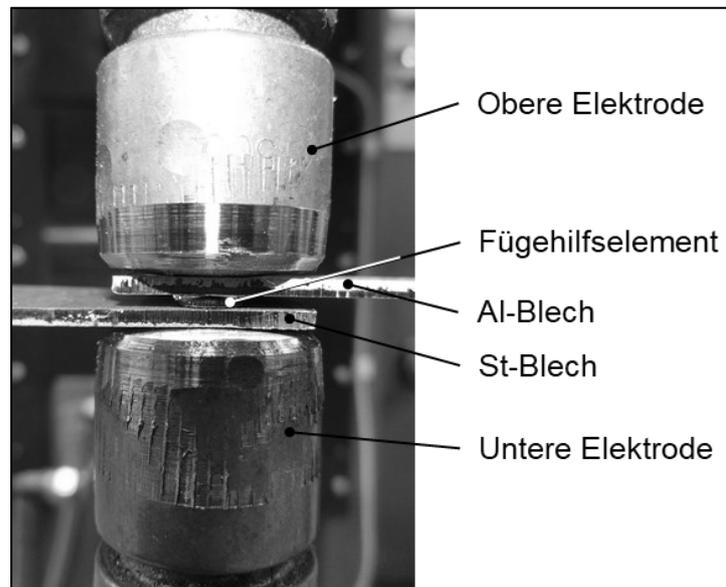


Abbildung 4-11: Versuchsanordnung beim Widerstandsschweißen (Darstellung mit geschnittenen Blechen ohne Aufnahmetisch für die Proben)

Die Parameter für die Schweißprozesse wurden in Versuchsreihen eingegrenzt. Für das Ultraschallschweißen wurde lediglich die Einwirkzeit t_E variiert, die Anpresskräfte F_A richten nach einer in den Versuchsreihen ermittelten spezifischen Anpresskraft f_A und wurden auf Basis der Elementdurchmesser d_E berechnet. Für den Widerstandsschweißprozess wurden Parameter gefunden, bei denen die Wärmebehandlung der Ultraschallschweißnaht bei konstantem Schweißstrom nur durch die Schweißzeit eingestellt werden kann. Die Schweißparameter zeigt Tabelle 4-6.

Tabelle 4-6: Schweißparameter der beteiligten Schweißprozesse

Ultraschallschweißen	Widerstandsschweißen
Prozessgrößen: <ul style="list-style-type: none"> • spez. Anpresskraft $f_A = 50 \text{ MPa}$ • Einwirkzeit $t_E = 0,1, 0,2, 0,4, 0,6, 0,8, 1,0, 1,2 \text{ s}$ • Schwingungsamplitude $A_S = 48 \text{ }\mu\text{m}$ 	Prozessgrößen: <ul style="list-style-type: none"> • Elektrodenkraft $F_E = 5 \text{ kN}$ • Schweißzeit $t_S = 0,1, 0,2, 0,4, 0,8, 1,6 \text{ s}$ • Schweißstrom $I_S = 8,0 \text{ kA}$

4.4 Zerstörende Prüfung

Für metallografische Untersuchungen wurden die erzeugten Schweißverbindungen nahe der Punktmittle aufgetrennt, eingebettet, geschliffen und poliert. Zum Sichtbarmachen der IMP wurde 21 %ige Natronlauge eingesetzt. Ergänzend wurde für das Erkennen der Schweißlinse im Stahl 3 %ige alkoholische Salpetersäure (Nital) verwendet. Die Probenaufnahmen erfolgten am Lichtmikroskop Olympus GX71, als Software für die IMP-Dickenmessung wurde Olympus Enterprise eingesetzt. Die Phasendickenmessung erfolgte bei 2000facher optischer Vergrößerung. Somit konnten IMP bis zu einem Minimum von 1 μm gemessen werden. Voraussetzung hierfür war zweifelsfreie das Erkennen der IMP. Zum Abgleich wurde ein Rasterelektronenmikroskop (REM) mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) des Typs TM3000 von Hitachi eingesetzt. Das Gerät verfügt über eine maximale Beschleunigungsspannung von $U_B = 15 \text{ kV}$ und einen Vergrößerungsfaktor von bis zu 30000. Anhand der Elementverteilungen konnte die Zusammensetzung der IMP bestimmt werden.

Abbildung 4-12 veranschaulicht die IMP in der Fügezone nach dem Widerstandsschweißen als Aufnahme mit dem REM. Mit diesen Aufnahmen wurden lichtmikroskopische Aufnahmen wie Abbildung 4-13 qualifiziert. Lichtmikroskopisch wird FeAl_3 als dunkler Saum dargestellt, wobei auch die Stabform erkennbar bleibt. Fe_2Al_5 ist mittelgrau sichtbar und ragt blockförmig in Richtung Stahl.

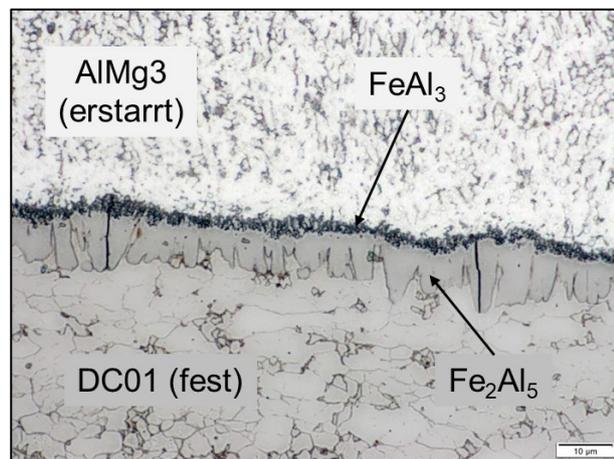
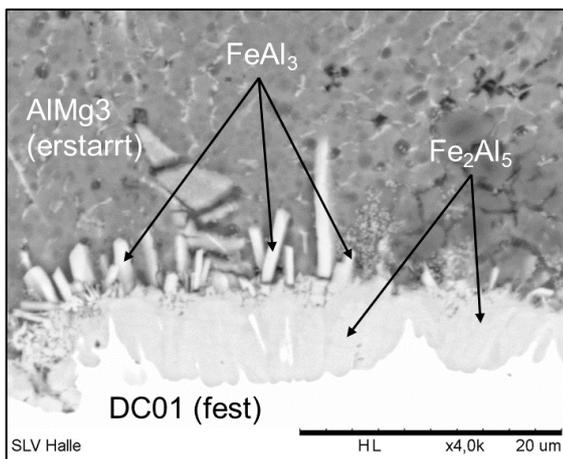


Abbildung 4-12: Aufnahme der intermetallischen Phasen mit Rasterelektronenmikroskop

Abbildung 4-13: Aufnahme der intermetallischen Phasen mit Lichtmikroskop

Für die statischen Zugversuche kam die Zugprüfmaschine Zwick UTS 100 K zum Einsatz, für die Zugversuche mit höherer Geschwindigkeit eine Instron VHS 50/20. Die Probengeometrien für das Widerstandsschweißen sind aus der FE-Modellierung übernommen und sind konform zu Stahl-Eisenprüfblatt 1220-2 (Scherzug) und ISO 14272 (Kopfzug).

Für die Festigkeitsbewertung der Ultraschallschweißverbindungen wurde eine Vorrichtung konzipiert und aufgebaut. Die Grundlage hierfür bildet DIN EN ISO 4624. Dort wird zur Beurteilung von Beschichtungen empfohlen, Bolzen auf den Prüfkörper aufzukleben und darüber die Haftfestigkeit einer Beschichtung zu bestimmen. Für Ultraschallschweißungen ist diese Prüfung nicht zielführend, da stets die Klebeverbindung versagte. Mit Lichtbogen-Kondensatorentladungsbolzenschweißen konnten hinreichende Festigkeiten erzielt werden, weshalb auch Kotschote [Kot19] dieses Verfahren einsetzte. Er wies nach, dass der Wärmeeintrag durch das Schweißen des Bolzens vernachlässigbar ist. Abbildung 4-14 zeigt die Probengeometrie.

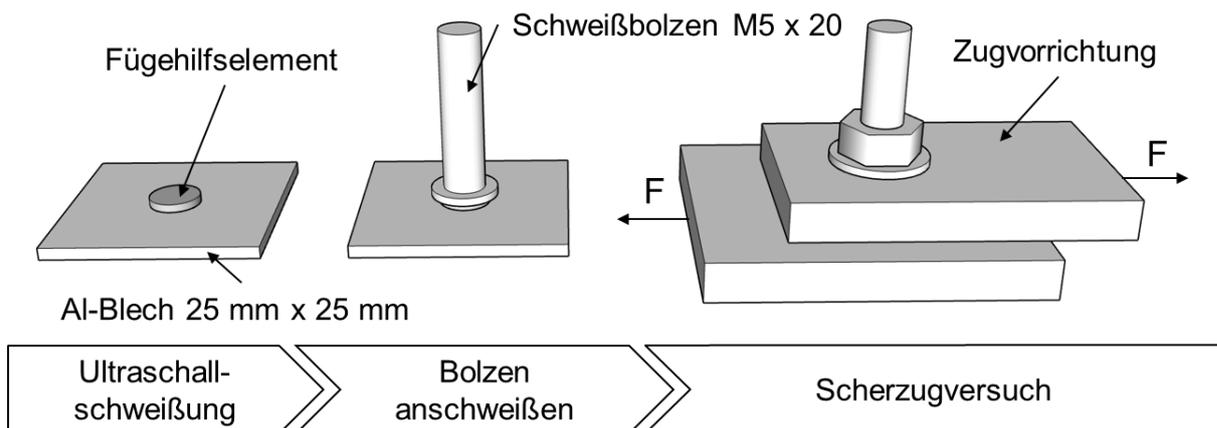


Abbildung 4-14: Probengeometrie und schematische Versuchsanordnung zur Bestimmung der Festigkeitseigenschaften der ultraschallgeschweißten Verbindung

Zur Bewertung der auf Scher- und Kopfzug belasteten IMP-behafteten Fügezonen ist es notwendig, die Festigkeit der Fügezonen zu kennen. Die Bestimmung der geometrieunabhängigen Festigkeit in der Fügeebene von Mischverbindungen wurde z.B. von Kurabayashi et al. [Kur22] erreicht. Definierte Kerben an rührreibgeschweißten Cu/Al-Proben ließen eine reproduzierbare Scherfläche von 20 mm^2 zu. Das Nutzen einer definierten Fläche innerhalb der Fügezone zwischen Stahl und Aluminium soll in dieser Arbeit mit Rundzugproben erreicht werden. Diese wurden nach geometrischen Vorgaben von [FKM02] entwickelt. Für Zugprüfungen an Bauteilen geringer Dicke wird in DIN EN 10164 empfohlen, Verlängerungsstücke anzuschweißen. Daraus

können Zugproben nach DIN 50125 hergestellt werden. In Anlehnung daran werden den blechförmigen Proben mittels Lichtbogen-Bolzenschweißen mit Kondensatorentladung jeweils in die Mitte der Elektrodeneindrücke Gewindebolzen angeschweißt. Anschließend werden die überstehenden Bleche von Hand abgesägt. Schematisch ist der Rohling der Zugprobe in Abbildung 4-15 dargestellt.

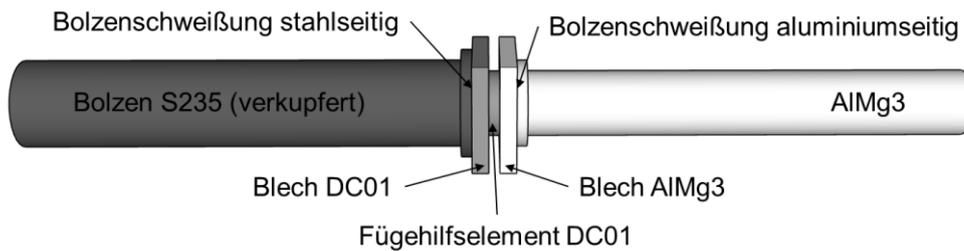


Abbildung 4-15: Probenrohling zur Ermittlung der Zugfestigkeit der intermetallischen Phasen

Durch die spanabhebende Bearbeitung der Probe mittels Drehen und Einbringen eines Einstichs mit definierter Geometrie (Radius $r = 1$ mm) entsteht die für die Untersuchung notwendige Probengeometrie. Ein Detail der Probe im Querschnitt zeigt Abbildung 4-16.

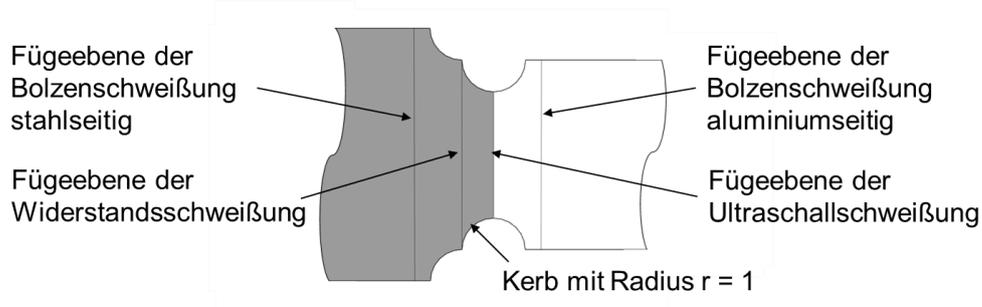
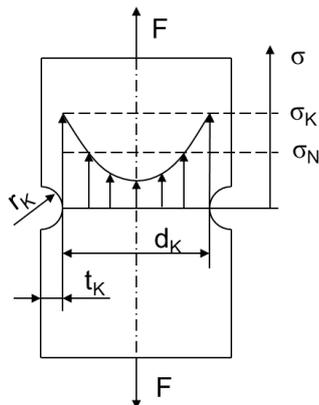


Abbildung 4-16: Detail der Probengeometrie nach der spanabhebenden Bearbeitung

Gekerbte Rundzugproben weisen eine Spannungserhöhung im Bereich der Kerbe in Abhängigkeit der Kerbgeometrie auf, siehe Abbildung 4-17.



r_K	Kerbradius
t_K	Kerbtiefe
d_K	Durchmesser der Probe im Kerbgrund
F	Zugkraft
σ	Spannung
σ_N	Nennspannung
σ_K	Kerbspannung

Abbildung 4-17: Spannungserhöhung am Rundstab nach [FKM02]

Die Spannungserhöhung an einem auf Zug belasteten Rundstab in Folge der Kerbe wird durch die Kerbformzahl $K_{t,z}$ beschrieben. Sie ist das Verhältnis von Kerbspannung σ_K und Nennspannung σ_N .

$$K_{t,z} = \frac{\sigma_K}{\sigma_N} \quad \text{Gleichung 4-2}$$

Nach der FKM-Richtlinie [FKM02] lässt sich die Kerbformzahl $K_{t,z}$ berechnen:

$$K_{t,z} = 1 + \frac{1}{\sqrt{0,22 \cdot \frac{r_K}{t_K} + 2,74 \cdot \frac{r_K}{d_K} \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{r_K}{d_K}\right)^2}} \quad \text{Gleichung 4-3}$$

Mit der FKM-Richtlinie [FKM02] lässt sich die Kerbformzahl berechnen, mit welcher die gemessene Spannung multipliziert wird, da der Kerb eine Spannungsüberhöhung verursacht.

Durch Entwicklung der Probengeometrie wurde $d_K = 3 \text{ mm}$ festgelegt, der Kerbradius beträgt $r = 1 \text{ mm}$, die Kerbtiefe $t_K = 1 \text{ mm}$. Für die jeweiligen Widerstandsschweißzeiten wurden drei Zugproben geprüft und mit der nach Gleichung 4-3 zu berechnenden Kerbformzahl $K_{t,zd}$ multipliziert, um die wahre maximale Spannung zu erhalten. In die Berechnung floss jeweils der wahre Kerbdurchmesser d_K ein, der an jeder Probe mittels Außenschnelltaster bestimmt wurde.

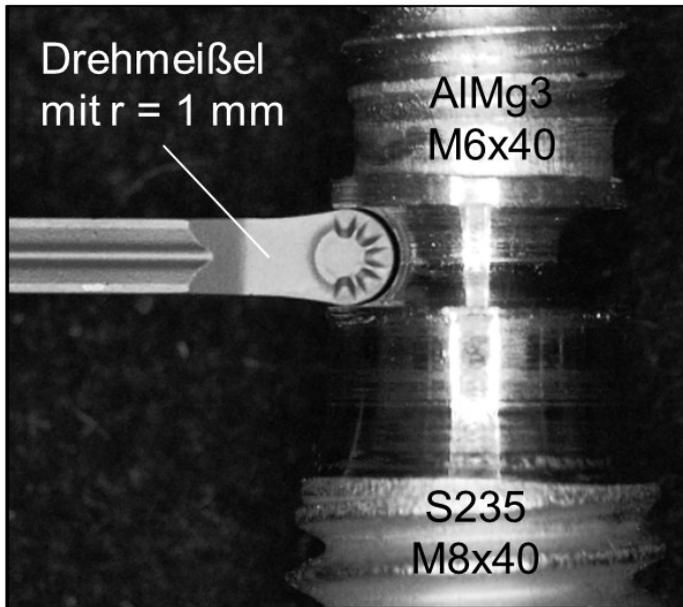


Abbildung 4-18: Herstellung des Kerbs mit Drehmeißel

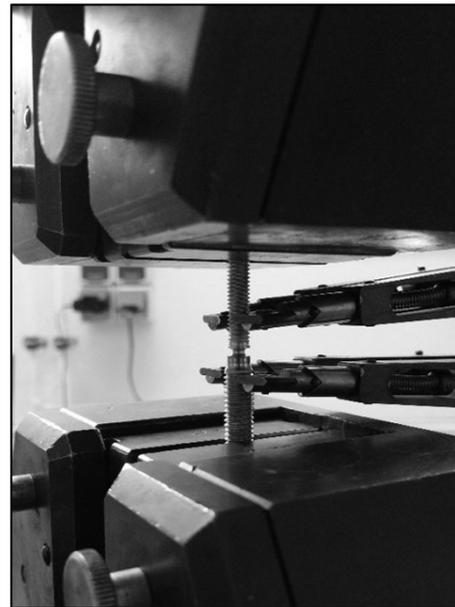


Abbildung 4-19: Zugprobe in den Spannbacken der Zugprüfmaschine

Ermüdungsversuche wurden an Schwingproben für Zugschwellproben nach ISO 14324 durchgeführt. Eingesetzt wurde der Resonanzpulsator Sincotec PowerSwingly 20 kN. Die Ermüdungsfestigkeit wird mit dem Perlschnurverfahren ermittelt [Hob77]. Je Untersuchungsreihe wurden 10 bis 15 Proben mit unterschiedlicher Oberkraft F_o geprüft und die übertragenen Schwingspiele N registriert. Das Lastverhältnis $R = 0,1$ wird innerhalb einer Wöhlerlinie für jede Versuchsreihe konstant gehalten. Durch die sich ergebende Punktwolke bei der Darstellung der Oberkraft F_o in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl N wird eine Ausgleichsgerade im doppeltlogarithmischen System gelegt, bei der der Abstand der Einzelversuche zur Ausgleichsgeraden ein Minimum darstellt. Die Darstellung der Oberkraft F_o im Zeitfestigkeitsbereich in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl N erfolgt in der Form

$$F_o = C \cdot N^{-\frac{1}{m}}$$

Gleichung 4-4

F_o Oberkraft

$[F_o] = \text{kN}$

C Lage der Wöhlerlinie (Konstante)

$[C] = \text{kN}$

N Schwingspielzahl

$[N] = -$

m Neigung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich.

$[m] = -$

Die Proben werden hauptsächlich im Bereich der Zeitfestigkeit geprüft und der extrapolierte Wert der Oberkraft F_o bei $N = 2 \cdot 10^6$ und $N = 1 \cdot 10^7$ Schwingspielen angegeben. Alle Einzelversuche

werden parallel zur Ausgleichsgeraden zu $N = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen verschoben, um die Streuung der Kraft T_F zu ermitteln. Die Streuspanne T_F der Wöhlerlinie wird aus den Versuchen ermittelt. Mit Hilfe dieser Streuung T_F werden die Wöhlerlinien mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_u = 97,5\%$ angegeben. Wenn die Wöhlerlinie einen Abknickpunkt aufweist, wird nach dem Abknicken der Wöhlerlinie ein weiterer Abfall der Ermüdungsfestigkeit mit einer Neigung von $m = 22$ angenommen [Son05c, Son05d]. Der Abknickpunkt wird variabel in der Form gewählt, dass die Durchläufer, eingetragen bei $N = 1 \cdot 10^7$ Schwingspielen, durch die Wöhlerlinie annähernd getroffen werden.

Für bauteilähnliche Untersuchungen wurden Hutprofile hergestellt und geschweißt, siehe Abbildung 4-20. Die Prüfungen erfolgten auf einer Prüfmaschine WPM ZD 40 mittels Vierpunktbiegeversuch nach DIN EN ISO 7438.

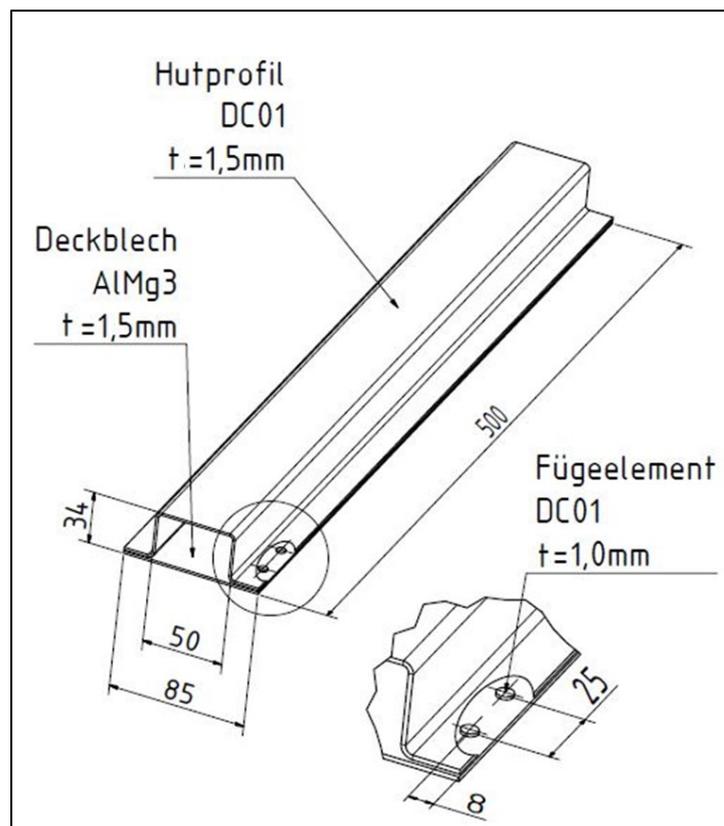


Abbildung 4-20: Geometrie des Prüfkörpers für den Vierpunktbiegeversuch

5 Ergebnisse zum Verhalten der IMP im Wärmefeld des Schweißprozesses

5.1 Bestimmung des Temperaturfelds beim Widerstandsschweißen

Zur Bestimmung des Temperaturfeldes während des Widerstandsschweißprozesses wurden FE-Modelle aufgebaut und die Prozesssimulationen mit den Schweißzeiten von $t_s = 0,1$ bis $1,6$ s durchgeführt. Abbildung 5-1 zeigt die Validierung anhand eines Schliffbildes. Erkennbar ist die ausgebildete Schweißlinse im Stahl zwischen dem Blech und dem Fügehilfselement, sowie die Schmelze im Aluminiumwerkstoff.

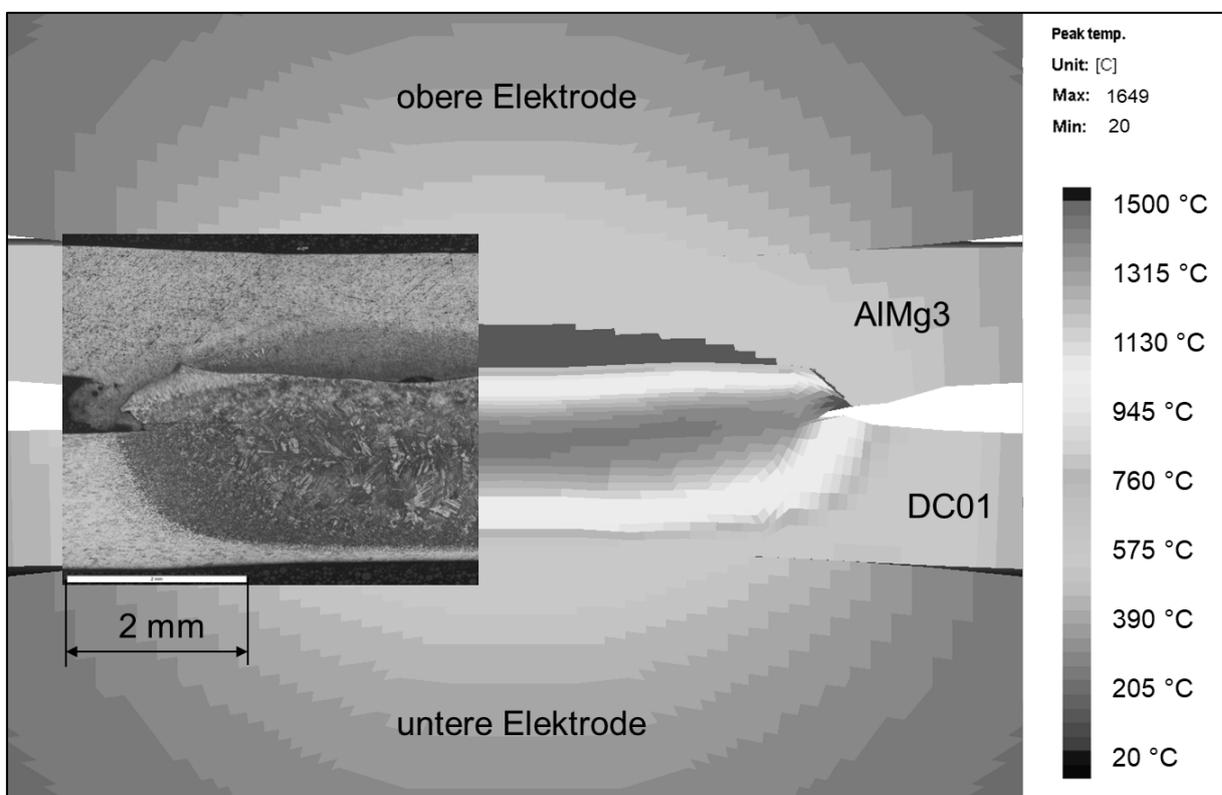


Abbildung 5-1: Temperaturfeld des Widerstandsschweißens der Simulation und Schliffbild im Vergleich bei einer Schweißzeit von $t_s = 0,8$ s

Zur Bestimmung der Abweichungen zwischen Schliffbild und Simulation wurden wesentliche geometrische Merkmale der Fügebenen gegenübergestellt und Abweichungen berechnet. Die größte Abweichung beträgt 20 % und betrifft den Durchmesser der Aluminiumschmelze.

Tabelle 5-1 Geometrische Merkmale aus Schliffbild und Simulation im Vergleich:

Merkmal	aus Schliffbild	aus Simulation	Abweichung
Taschendurchmesser	5,8 mm	6,5 mm	+ 12 %
Durchmesser der Schmelze im AlMg3	4,9 mm	5,9 mm	+ 20 %
Durchmesser der Schweißlinse	5,5 mm	4,9 mm	-12 %
Höhe der Schweißlinse	1,5 mm	1,7 mm	+13 %
Spalt zwischen den Blechen	0,7 mm	0,6 mm	- 14 %

Für die Widerstandsschweißzeiten wurde aus der Simulation eine Temperaturverlaufsanalyse ausgegeben. An jedem Knoten in der Fügeebene (vgl. Abbildung 7-10) zwischen Aluminiumblech und Stahl-Fügeelement wurde die Zeit-Temperaturkurve exportiert. Daraus lässt sich ableiten, wie lange die von Staubach [Sta09] aufgezeigten Temperaturbereiche durchlaufen werden. Abbildung 5-2 ist zu entnehmen, dass das Aufheizen in der Punktmitte am schnellsten erfolgt und nur im Randbereich geringfügig langsamer ist. Am Beispiel der maximalen Widerstandsschweißzeit von $t_s = 1,6$ s wurden folgende Aufheizzeiten in der Fügestellenmitte bestimmt:

- $20\text{ °C} < \vartheta < 350\text{ °C}$: 0,17 s
- $350\text{ °C} < \vartheta < 500\text{ °C}$: 0,05 s
- $500\text{ °C} < \vartheta < 640\text{ °C}$: 0,07 s

Beim Abkühlen erfährt der Randbereich der Fügezone eine schnellere Abkühlung als der Kern. Das ist mit dem umgebenden Aluminiumwerkstoff zu erklären, der Wärme in das Blech ableitet. Bereits während der Schweißzeit, nach 1,1 s, erfolgt die Abkühlung. Durch das Eindringen der Elektroden in die Blechoberflächen werden die angespressten Kühlflächen und damit die Wärmeabfuhr vergrößert. Weiter wird durch die Vergrößerte wirksame Stromfläche die Stromdichte reduziert. Die minimalen und maximalen Haltezeiten in den jeweiligen Temperaturbereichen sind Abbildung 5-2 zu entnehmen. Das gemeinsame Abknicken aller Temperaturkurven zwischen Kern und Rand bei einer Zeit von $t = 1,6$ s ist mit dem Beenden des Stromflusses zu erklären.

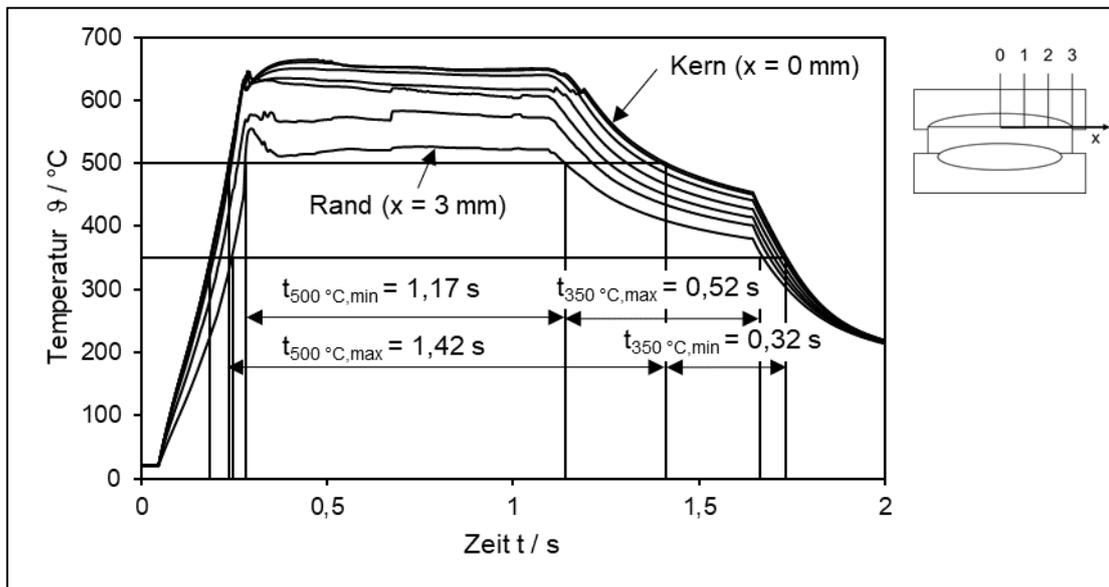


Abbildung 5-2: Temperaturverlaufskurven aus der Prozesssimulation in der St/Al-Fügeebene bei einer Widerstandsschweißzeit von $t_s = 1,6$ s

Der Verlauf der Temperaturen in Abhängigkeit der verschiedenen Widerstandsschweißzeiten wird in Abbildung 5-3 dargestellt. Wie aus Abbildung 5-2 bekannt, ist die Temperatur im Kern der Fügezone höher und länger anhaltend. Bei den Schweißzeiten $t_s = 0,1$ und $0,2$ s werden die für eine IMP-Bildung notwendige Temperaturbereiche gerade noch erreicht.

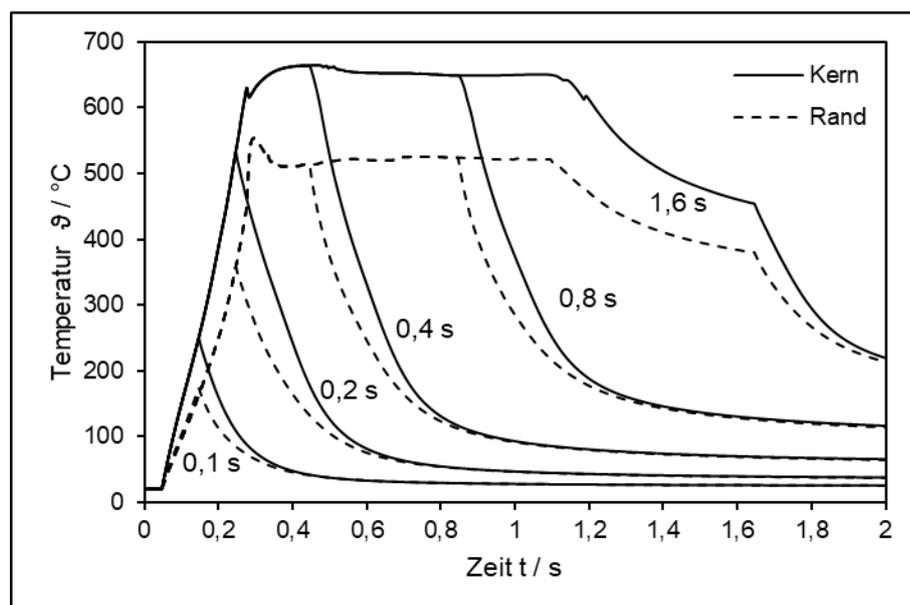


Abbildung 5-3: Temperaturen aus der Prozesssimulation aller Widerstandsschweißzeiten

Abbildung 5-4 zeigt die jeweiligen Temperaturdurchlaufzeiten. Erkennbar ist, dass mit größer werdender Widerstandsschweißzeit die Durchlaufzeit t_D durch die Temperaturbereiche sinkt. Wie bereits erwähnt, ist das Abkühlen während des Widerstandsschweißens durch das Eindringen der Elektroden in die Blechoberflächen und die Vergrößerung der Flächen durch Fließen Ursache für die Temperaturverringering. Im Vergleich der Temperaturbereiche $> 350\text{ °C}$ (Bildung von FeAl_3) und $> 500\text{ °C}$ (Bildung von Fe_2Al_5) ist erkennbar, dass der jeweilige Anstieg zwischen den Widerstandsschweißzeiten $t_S = 0,8\text{ s}$ und $t_S = 1,6\text{ s}$ unterschiedlich ist. Der flachere Anstieg der Kurve für den Temperaturbereich $> 500\text{ °C}$ ab $t_S = 1,1\text{ s}$ ist dadurch zu begründen, da ab dieser Zeit ein Temperaturabfall durch das Eindringen der Elektroden in die Aluminiumblechoberfläche eintritt. Ab diesem Zeitpunkt werden die notwendigen Temperaturen für die Bildung von Fe_2Al_5 am Rand unterschritten. Im Kern wird das Wachstum verlangsamt. Die Kurve für den Temperaturbereich $> 350\text{ °C}$ zeigt einen gleichbleibenden Anstieg und verdeutlicht nahezu gleichbleibende Bedingungen für die Bildung von FeAl_3 in allen Bereichen der Fügezone.

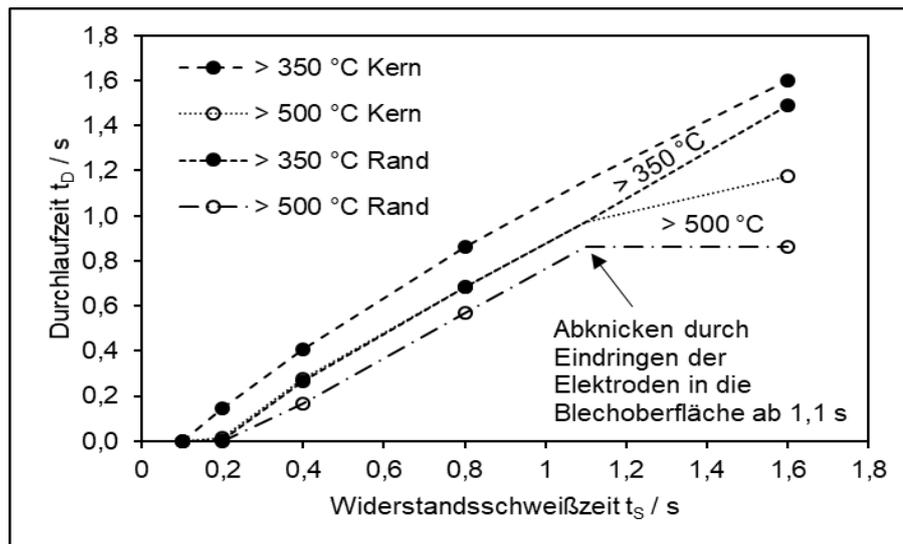


Abbildung 5-4: Temperaturdurchlaufzeiten t_D im Kern und am Rand in Abhängigkeit der Widerstandsschweißzeit t_S

Eine Validierung des Modells wurde durch Temperaturmessungen mit Thermoelementen durchgeführt. Eine Temperaturmessung innerhalb der Fügezone war nicht möglich, da durch die angelegte Schweißspannung Störungen auftraten. Daher wurde die Validierung außerhalb der Fügestelle durchgeführt. Thermoelemente des Typs K wurden in verschiedenen Abständen (5 mm, 7 mm, 9 mm) zum Mittelpunkt des Fügehilfselements angebracht. Abbildung 5-5 zeigt, dass die aus der Simulation entnommenen Temperaturverläufe qualitativ den Messwerten entsprechen. Quantitativ gibt es Temperaturabweichungen von etwa 40 K.

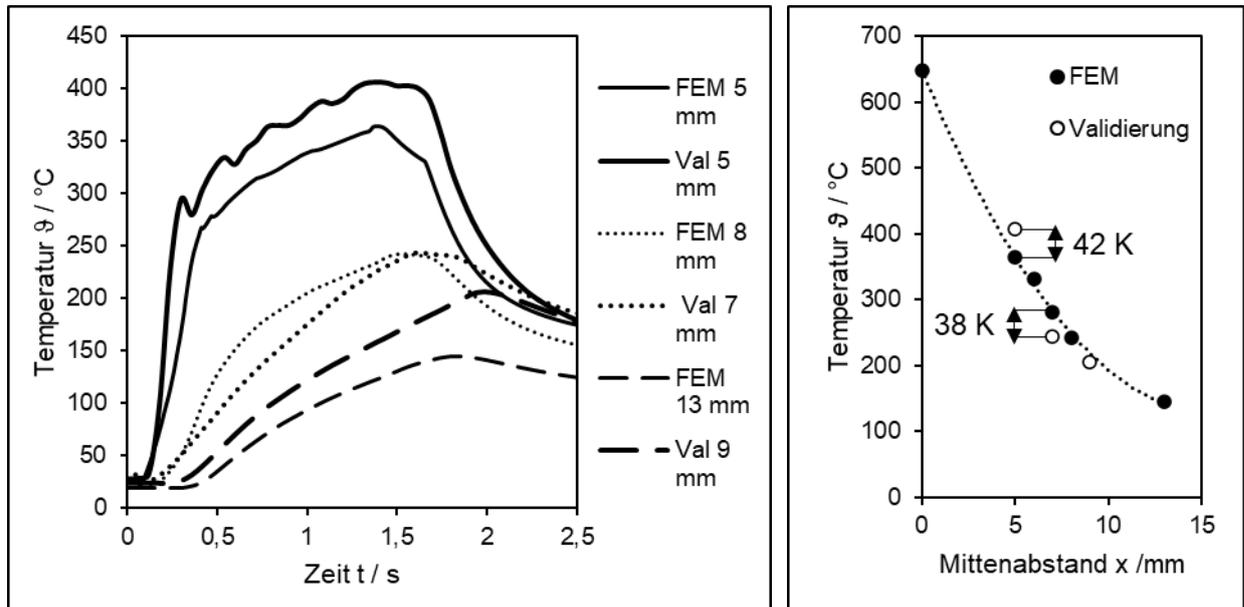


Abbildung 5-5: Ausgewählte mit Thermoelementen ermittelte Temperaturverläufe außerhalb der Fügezone mit der Widerstandsschweißzeit $t_S = 1,6 \text{ s}$ aus Simulation und Validierung (links) und Vergleich aller Auswerte- und Messtellen (rechts)

5.2 Bestimmung des realen IMP-Wachstums

5.2.1 IMP-Wachstum beim Ultraschallschweißen

Die Ultraschalleinwirkzeiten t_E lagen zwischen 0,1 und 1,4 s. Lichtmikroskopisch wurden Proben des Elementdurchmessers $d_E = 5,4 \text{ mm}$ auf 1,5 mm dicken Blechen aus AlMg3 untersucht. Abbildung 5-6 zeigt ein beispielhaftes Schliffbild aus dem Fügebereich mit einem Detail in Abbildung 5-7. Erkennbar ist dort ein dunkler Phasensaum in der Fügeebene zwischen Stahl und der Aluminiumlegierung. Dies deutet auf das Vorhandensein einer IMP hin und wird im Rasterelektronenmikroskop untersucht.

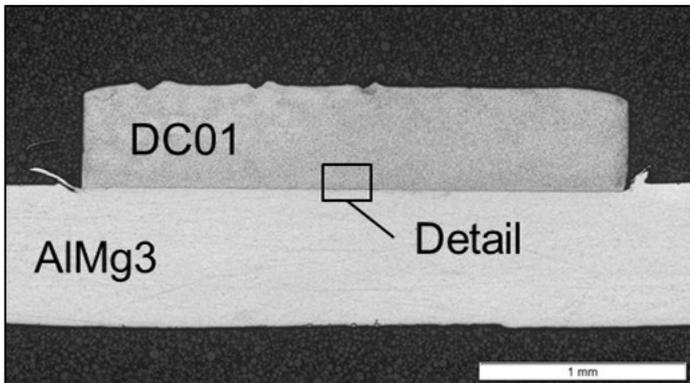


Abbildung 5-6: Schlichtbild einer Ultraschallschweißung am Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ mit einer Ultraschalleinwirkzeit von $t_E = 0,4 \text{ s}$

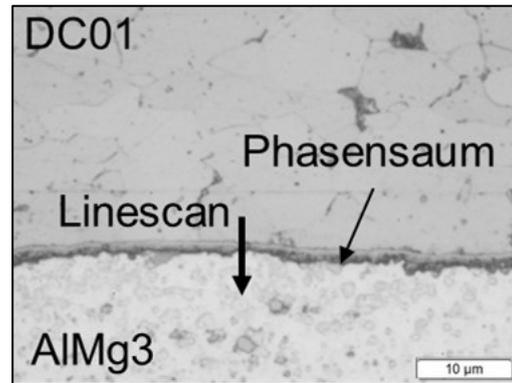


Abbildung 5-7: IMP in der Fügezone (Detail aus Abbildung 5-6)

Zur Identifikation des Phasensaums aus Abbildung 5-7 wurde im Rasterelektronenmikroskop eine EDX-Analyse in Form eines $10 \mu\text{m}$ langen Linescan orthogonal zur Fügeebene durchgeführt. In der Analyse wurden nur Aluminium und Eisen berücksichtigt. Die prozentualen Angaben in Tabelle 5-2 entsprechen somit nicht den Anteilen in den Legierungen der verwendeten Grundwerkstoffe. Aus der Relation der Impulse zwischen Phasensaum und Grundwerkstoffen besteht der Phasensaum aus 59 gew.-% Eisen und 41 gew.-% Aluminium. Verglichen mit dem Zustandsdiagramm Fe-Al (Abbildung 2-7) deutet dies auf die FeAl_3 -Phase hin.

Tabelle 5-2: Zusammensetzung der Bereiche des Linescan aus Abbildung 5-8

	Fe (aus DC01)	Al (aus AlMg3)	IMP	
			Fe	Al
Zusammensetzung	100 gew.-%	100 gew.-%	59 gew.-%	41 gew.-%
Impulse	169	34	99	14

Den Linescan mit Kennzeichnung des Bereichs der FeAl_3 -Phase zeigt Abbildung 5-8. Mit Identifikation der Zusammensetzung des Phasensaums konnten die weiteren Untersuchungen mit hinreichender Genauigkeit lichtmikroskopisch ausgeführt werden.

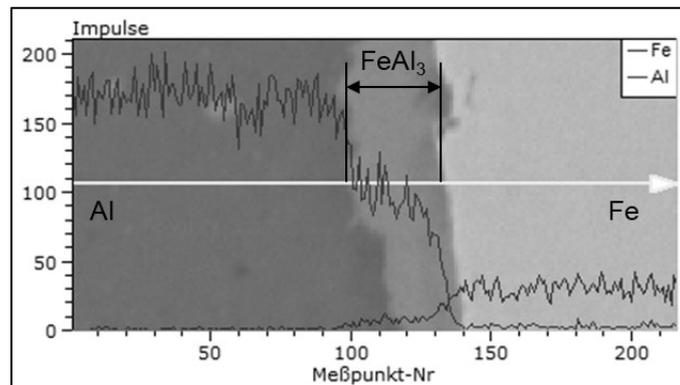


Abbildung 5-8: Linescan der US-Schweißung mit einer Einwirkzeit $t_E = 0,4$ s

Die IMP wächst im Fügebereich ungleichmäßig an. An jeweils fünf Punkten im Randbereich ($x = 2,5$ mm) und fünf Punkten in der Mitte ($x = 0$ mm) der Fügezone wurde die IMP vermessen. Das Ergebnis zeigt Abbildung 5-9. In der Fugestellenmitte ist die IMP stärker ausgebildet, was auf eine längere Verweilzeit im Temperaturbereich $\nu > 350$ °C hindeutet.

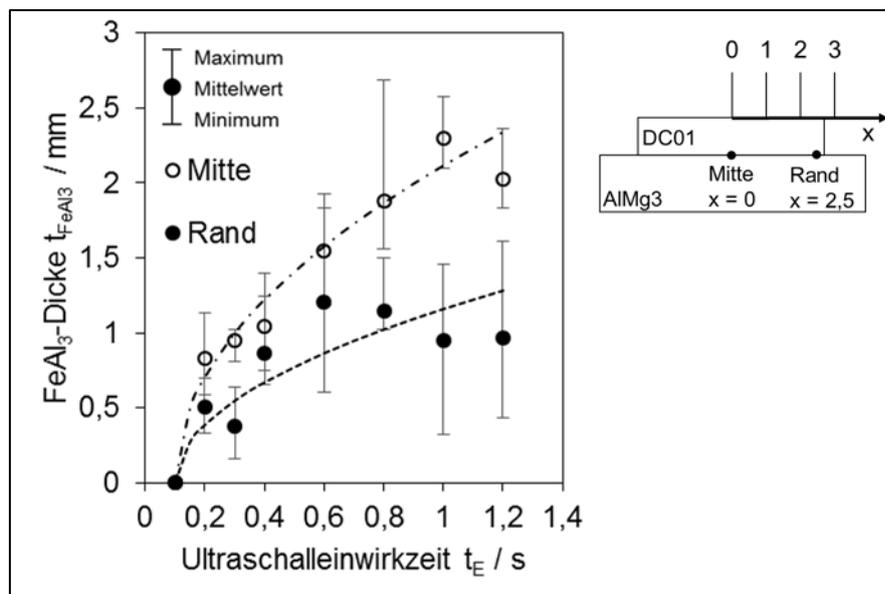


Abbildung 5-9: Phasenausbildung von $FeAl_3$ in Abhängigkeit der Einwirkzeit des Ultraschalls und Fitfunktion des IMP-Wachstums

In Abbildung 5-9 sind zwei Fitfunktionen in Form von Wurzelfunktionen nach Gleichung 5-1 und Gleichung 5-2 zu sehen, mit denen das zeitabhängige Wachstum von $FeAl_3$ beschreibbar ist. Wie von Zhe [Zhe11], Lee [Lee11] und Rathod [Rat04] für andere Erwärmungsprozesse bekannt, ist

auch für das hier durchgeführte Ultraschallschweißen eine Phasenbildungsverzögerungszeit b festzustellen. Die herausgearbeitete Gleichung 5-1 und Gleichung 5-2 entsprechen in ihrer Form Gleichung 2-4.

$$t_{FeAl_3, \text{Mitte}} = \sqrt{5 \cdot 10^{-12} \frac{m^2}{s} \cdot (t_E - 0,1s)} \quad \text{Gleichung 5-1}$$

$$t_{FeAl_3, \text{Rand}} = \sqrt{1,5 \cdot 10^{-12} \frac{m^2}{s} \cdot (t_E - 0,1s)} \quad \text{Gleichung 5-2}$$

t_{FeAl_3} Phasendicke von $FeAl_3$
 t_E Einwirkzeit des Ultraschalls

Die Phasenbildungsverzögerungszeit $b = 0,1$ s verdeutlicht, dass bis einschließlich dieser Ultraschalleinwirkzeit t_E keine erkennbaren IMP auftreten.

5.2.2 IMP-Wachstum beim Widerstandsschweißen

Zur Ermittlung des IMP-Wachstums nach der Widerstandserwärmung wurden Mikroschliffe der jeweiligen Verbindungen angefertigt, siehe Abbildung 5-10.

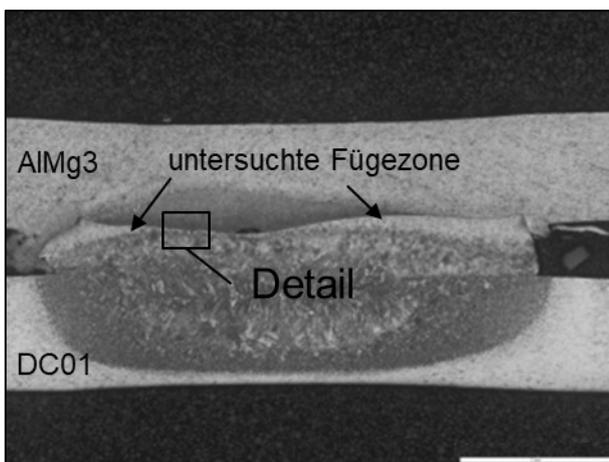


Abbildung 5-10: Beispielhaftes Mikroschliffbild zur Messung der IMP

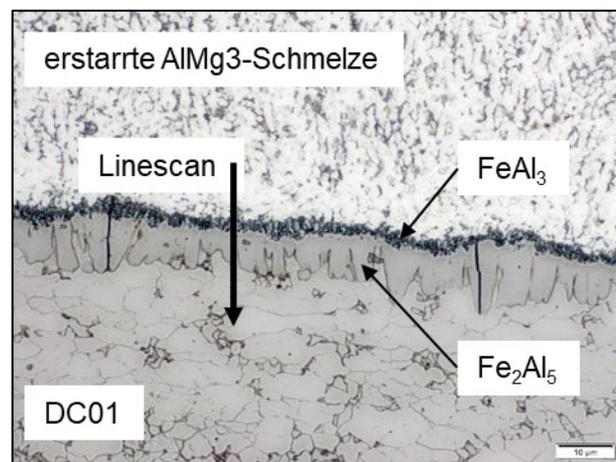


Abbildung 5-11: Ausbildung der IMP bei 1000facher Vergrößerung

Abbildung 5-12 zeigt die Elementverteilung von Eisen und Aluminium in der Fügezone. Der Linescan zeigt einen fallenden Verlauf des Aluminiums und steigenden Verlauf von Eisen. Die Berechnung der jeweiligen Elementanteile von Eisen und Aluminium in der IMP erfolgte anhand der Impulse in Relation zu den Grundwerkstoffen (Tabelle 5-4). Die Zuordnung zu den IMP wurde mit Hilfe des Zustandsdiagramms (Abbildung 2-7) durchgeführt.

Tabelle 5-3: Zusammensetzung der Bereiche des Linescan aus Abbildung 5-8

	Fe	Al	FeAl ₃		Fe ₂ Al ₅	
	(aus DC01)	(aus AlMg3)	Fe	Al	Fe	Al
Zusammensetzung	100	100	60	40	55	45
	gew.-%	gew.-%	gew.-%	gew.-%	gew.-%	gew.-%
Impulse	169	34	101	14	93	15

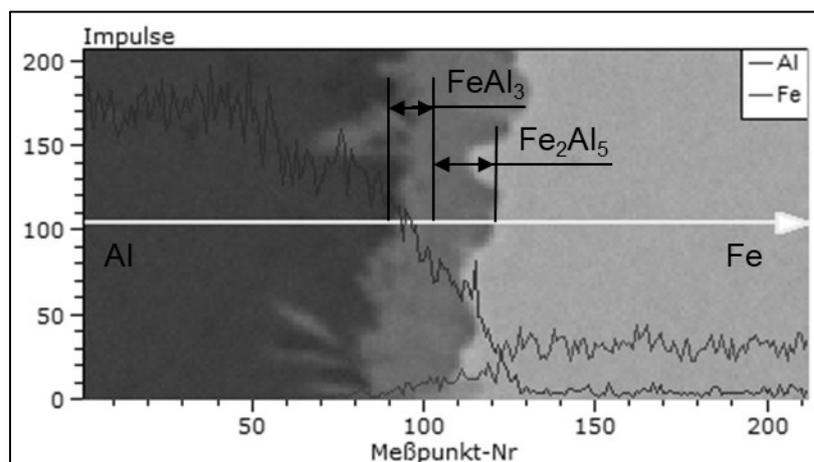


Abbildung 5-12: Linescan der Widerstandsschweißung mit einer Schweißzeit $t_s = 0,4$ s

Im Anschluss wurde die IMP-Verteilung über die Schliffebene lichtmikroskopisch gemessen. Untersucht wurden je Verbindung drei Schlibfbilder zur Bestimmung der jeweiligen Phasendicken. Eine Mittelwertbildung erfolgte auf Basis der Position der Fügestelle, bei der Fe₂Al₅ ein Maximum aufwies. Die Messungen erfolgten im Abstand von 250 µm. Abbildung 5-13 zeigt die Messergebnisse von Schweißungen an Fügeelementen des Durchmessers $d_E = 5,4$ mm bei verschiedenen Widerstandsschweißzeiten t_s . Die Nulllinie für die jeweilige Phasendicke t_{IMP} entspricht dabei der Trennlinie zwischen FeAl₃ und Fe₂Al₅.

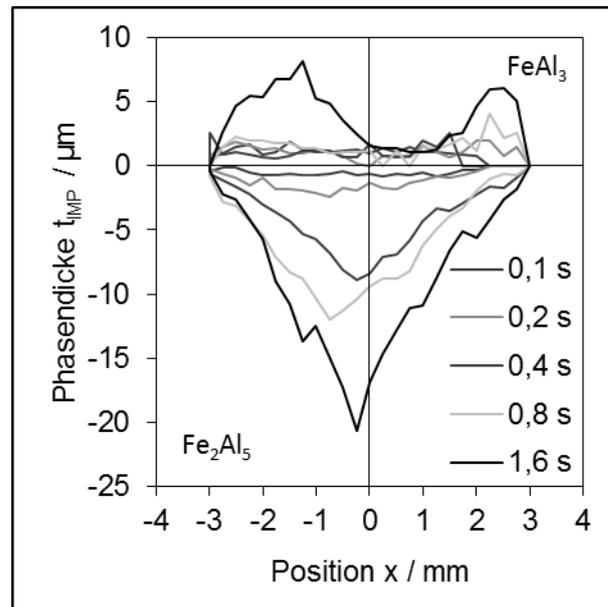


Abbildung 5-13: IMP-Dickenverteilung über den Fügezonenschnitt bei verschiedenen Widerstandsschweißzeiten t_s

In Abbildung 5-13 ist zu erkennen, dass das Wachstum von FeAl_3 und Fe_2Al_5 über die Fügezone hinweg unterschiedlich verläuft. Die IMP wachsen mit größer werdender Widerstandsschweißzeit t_s über die gesamte Fügezonbreite an. Die Steigerung des Fügestellendurchmessers auf $d_{E,R} = 6,0 \text{ mm}$ ist durch das Fließen des Fügeelements während des Widerstandspressschweißens begründet. FeAl_3 ist bei allen Widerstandsschweißzeiten nachweisbar. Ab $t_s = 0,8 \text{ s}$ ist auch Fe_2Al_5 über die gesamte Fügezonbreite zu finden. Bis einschließlich $t_s = 0,4 \text{ s}$ ist Fe_2Al_5 im Randbereich nicht erkennbar. Das Wachstum der Fe_2Al_5 -Phase kann durch die Gauß-Funktion

$$t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5} = t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,B} + (t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,max} - t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,B}) \cdot e^{-\frac{(x-x(t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,max)})^2}{w}} \quad \text{Gleichung 5-3}$$

$t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5}$	Phasendicke von Fe_2Al_5	$[t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5}] = \text{mm}$
$t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,B}$	Phasendicke von Fe_2Al_5 am Rand (Basis)	$[t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,B}] = \text{mm}$
$t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,max}$	maximale Phasendicke von Fe_2Al_5	$[t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,max}] = \text{mm}$
x	Mittenabstand (Position)	$[x] = \text{mm}$
w	Glockenkurvenbreite	$[w] = \text{mm}$

approximiert werden. Die Funktion wurde als Fitfunktion über die vorhandenen Werte gelegt und der Scheitelpunkt der Parabel zu $x = 0 \text{ mm}$ verschoben. Hierbei wurden die Spitzenwerte der Phasendicke als $t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5,max}$ in Gleichung 5-3 berücksichtigt. Abbildung 5-14 zeigt die Verteilung der

Fe_2Al_5 -Phase über die Fügezone in Abhängigkeit der Widerstandsschweißzeit. Bei Betrachtung einzelner Positionen x der Fügestelle ist ein unterschiedlich starkes Wachstum über die Widerstandsschweißzeit erkennbar. Daher zeigt Abbildung 5-15 die Daten in Abhängigkeit der Widerstandsschweißzeit t_s für die unterschiedlichen Positionen innerhalb der Fügezone. Qualitativ ist das Wachstum als Parabelfunktion erkennbar.

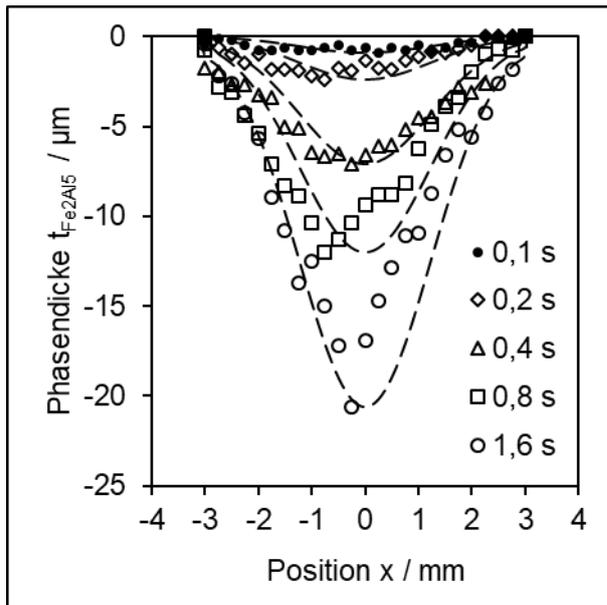


Abbildung 5-14: Verteilung der Fe_2Al_5 -Phase über den Fügezonenquerschnitt und approximierte Gaußfunktionen (gestrichelte Linien)

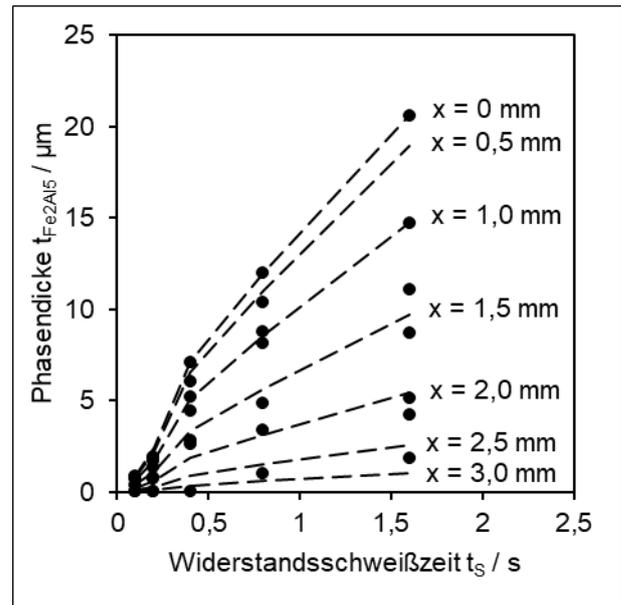


Abbildung 5-15: Wachstum der Fe_2Al_5 -Phase über die Widerstandsschweißzeit (Punkte) und approximierte Gaußfunktionen (gestrichelte Linien)

Die Parabeln aus Abbildung 5-16 entsprechen Wurzelfunktionen, deren jeweilige Koeffizienten und Faktoren mit Hilfe der parabolischen Wachstumsfunktion nach Zhe [Zhe1] berechenbar sind (vgl. Gleichung 2-4).

$$t_{IMP}^2 = K \cdot (t_s - b)$$

Gleichung 5-4

t_{IMP}	Dicke der intermetallischen Phase	$[t_{IMP}] = m$
K	Wachstumskoeffizient	$[K] = m^2/s$
b	Verzögerungszeit	$[b] = s$

Da das Wachstum der Fe_2Al_5 -Phase über die Fügezone hinweg bei allen Widerstandserwärmungszeiten unterschiedlich stark abläuft, ist das parabolische Wachstumsgesetz nach Gleichung 5-4 wie in Abbildung 5-15 ortsabhängig anzugeben. Zur Berechnung von Wachstumskoeffizient K und Phasenbildungsverzögerungszeit b wurde eine Fitfunktion für die verschiedenen Stützstellen aus Abbildung 5-14 abgeleitet. Grafisch werden die ermittelten Wachstumskoeffizienten für Fe_2Al_5 in Abbildung 5-16 dargestellt. Abbildung 5-17 zeigt die dazugehörigen Wachstumskoeffizienten K und Verzögerungszeiten b .

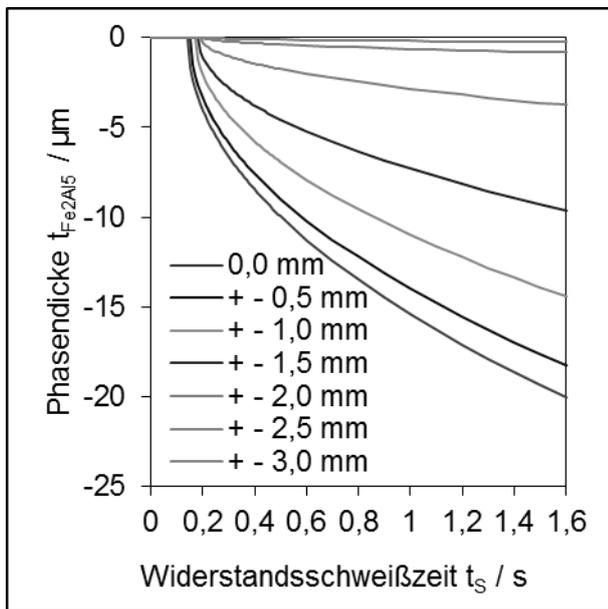


Abbildung 5-16: Grafische Darstellung der Wachstumskoeffizienten K und Phasenbildungsverzögerungszeiten b von Fe_2Al_5

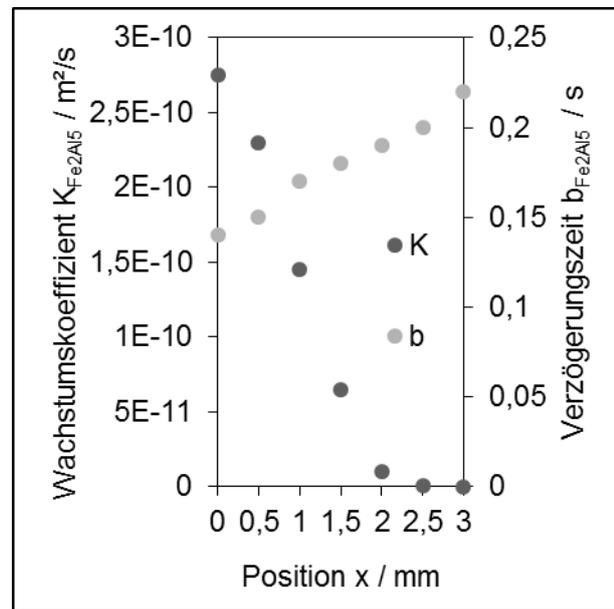


Abbildung 5-17: Positionsabhängige Wachstumskoeffizienten K und Phasenbildungsverzögerungszeiten b von Fe_2Al_5

Demnach fallen die Wachstumskoeffizienten K der Funktionen zum Rand entsprechend der Gaußfunktion ab und die Phasenbildungsverzögerungszeiten b nehmen zum Rand zu.

Wie bei der Fe_2Al_5 -Phase wurde auch für FeAl_3 eine Gauß-Funktion ermittelt, um die Phase über die Fügeebene beschreiben zu können:

$$t_{\text{FeAl}_3} = t_{\text{FeAl}_3, \text{max}} - (t_{\text{FeAl}_3, \text{max}} - t_{\text{FeAl}_3, \text{B}}) \cdot e^{\frac{-(x-x(t_{\text{FeAl}_3, \text{min}}))^2}{w}} \quad \text{Gleichung 5-5}$$

t_{FeAl_3}	Phasendicke von FeAl_3	$[t_{\text{FeAl}_3}] = \text{mm}$
$t_{\text{FeAl}_3, \text{B}}$	Phasendicke von FeAl_3 in der Mitte (Basis)	$[t_{\text{FeAl}_3, \text{B}}] = \text{mm}$
$t_{\text{FeAl}_3, \text{max}}$	maximale Phasendicke von FeAl_3	$[t_{\text{FeAl}_3, \text{max}}] = \text{mm}$
w	Glockenkurvenbreite	$[w] = \text{mm}$

Grafisch ist Gleichung 5-5 mit den gemessenen FeAl_3 -Dicken in Abbildung 5-18 dargestellt.

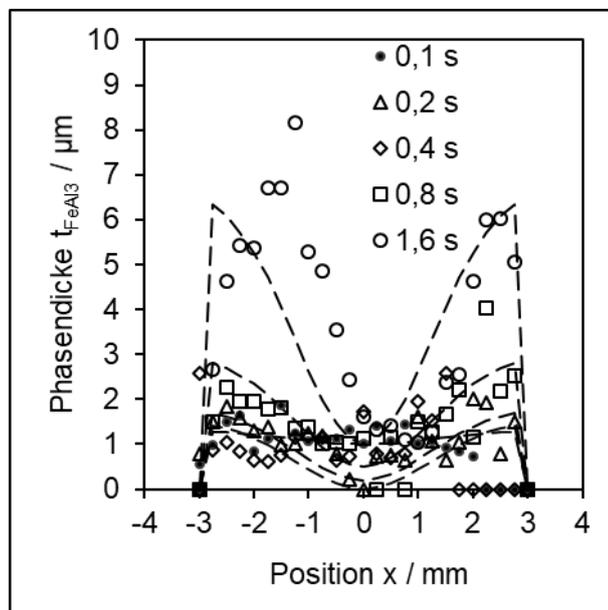


Abbildung 5-18: Verteilung der FeAl_3 -Phase über den Fügezonenquerschnitt und approximierte Gaußfunktion (gestrichelte Linien)

Analog zu den für Fe_2Al_5 ermittelten Wachstumsfunktionen wurden diese auch für FeAl_3 aufgestellt und in Abbildung 5-19 dargelegt. Durch die inverse Verteilung der FeAl_3 -Phase über die Grenzfläche verhalten sich die Wachstumskoeffizienten K und die Phasenbildungsverzögerungszeiten b der FeAl_3 -Phase ebenfalls invers, siehe Abbildung 5-20. Wie bei Fe_2Al_5 werden b und K durch die positionsbedingten Haltezeiten im Temperaturbereich $500\text{ }^\circ\text{C} > \vartheta > 350\text{ }^\circ\text{C}$ beeinflusst.

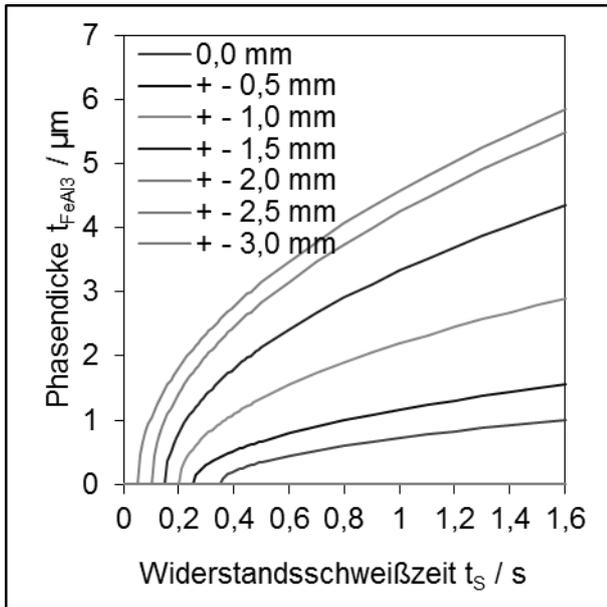


Abbildung 5-19: Grafische Darstellung der Wachstumsfunktionen der $FeAl_3$ -Phase

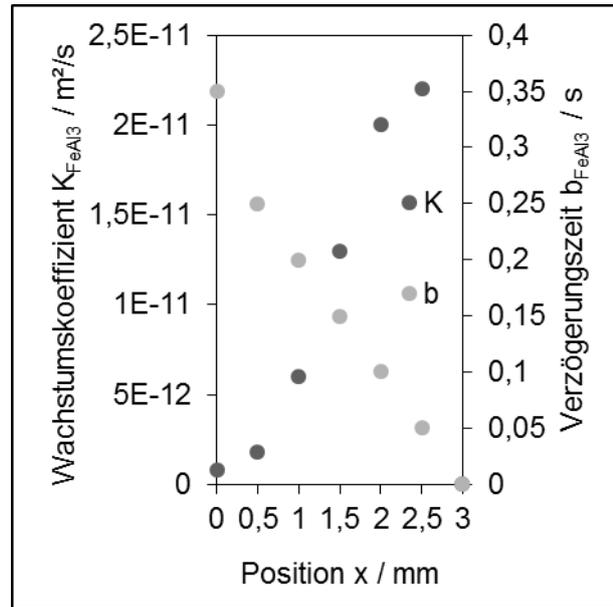


Abbildung 5-20: Positionsabhängige Wachstumskoeffizienten K und Phasenbildungsverzögerungszeiten b von $FeAl_3$

Das Phasenwachstum der Phasen $FeAl_3$ und Fe_2Al_5 verläuft über die untersuchte Grenzfläche zwischen DC01 und EN AW-5754 gegenläufig. Während Fe_2Al_5 in der Mitte sehr große Wachstumsraten aufweist ($K_{Fe_2Al_5,max} = 2,75 \cdot 10^{-10} \frac{m^2}{s}$), wächst $FeAl_3$ vorrangig im Randbereich mit kleineren Wachstumskoeffizienten ($K_{FeAl_3,max} = 2,2 \cdot 10^{-11} \frac{m^2}{s}$). Durch Addition beider Wachstumsfunktionen kann das Gesamtphasenwachstum bestimmt werden:

$$t_{FeAl_3+Fe_2Al_5} = \sqrt{K_{FeAl_3} \cdot (t - b_{FeAl_3})} + \sqrt{K_{Fe_2Al_5} \cdot (t - b_{Fe_2Al_5})} \quad \text{Gleichung 5-6}$$

Die Wachstumsfunktionen zeigt Abbildung 5-21, die dazugehörigen Wachstumskoeffizienten und Phasenbildungsverzögerungszeiten Abbildung 6-2.

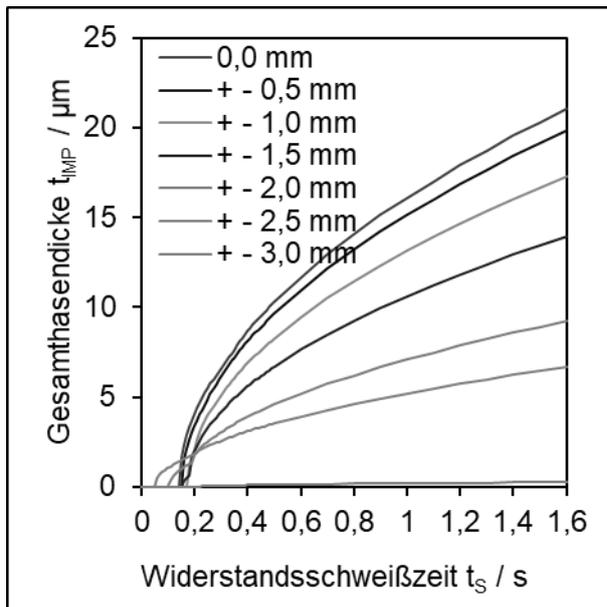


Abbildung 5-21: Grafische Darstellung der Funktionen für das Gesamtwachstum

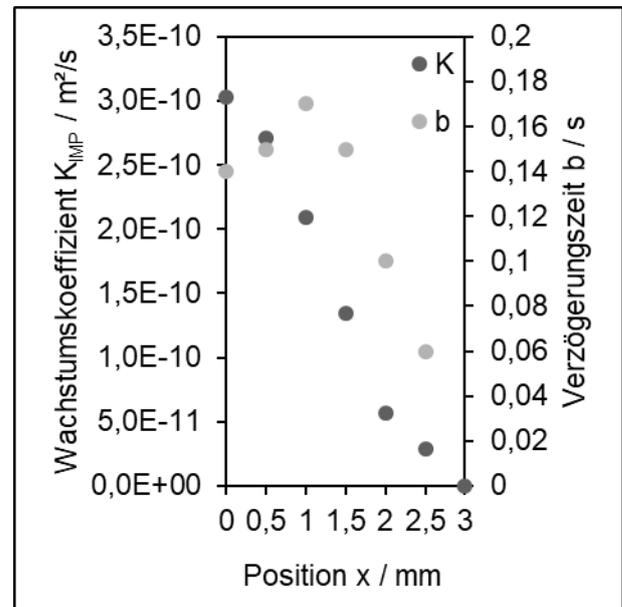


Abbildung 5-22: Positionsabhängige Wachstumskoeffizienten K und Phasenbildungsverzögerungszeiten b der IMP

Nach der Addition der gefundenen Wachstumskoeffizienten und -funktionen sind diese in Abbildung 5-23 dargestellt. Die Funktionen geben das experimentelle Ergebnis wieder.

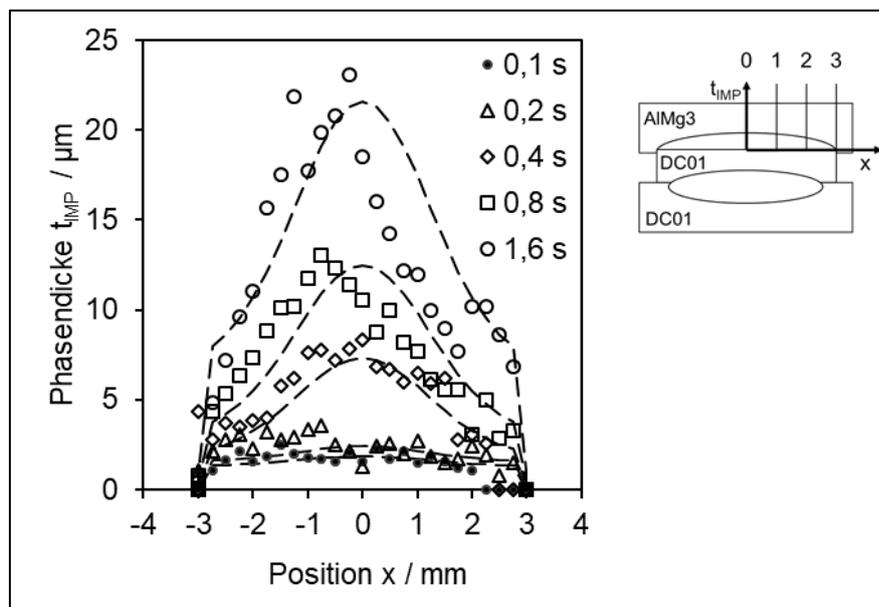


Abbildung 5-23: Verteilung des IMP-Phasensaums über den Fügezonenquerschnitt und adierte Gaußfunktionen (gestrichelte Linien)

5.3 Berechnung und Vorhersagemodell des IMP-Wachstums

Aus der Prozesssimulation ist bekannt, dass die Temperaturen und Temperaturdurchläufe im Zentrum und am Rand unterschiedlich sind (vgl. Abbildung 5-2). Abbildung 5-24 zeigt die aus der Prozesssimulation ermittelten Temperaturen positions- und zeitabhängig für die Widerstandsschweißzeit $t_s = 1,6$ s. Nach $t_s = 0,1$ s ist die Temperatur auf ca. 175 °C gestiegen, nach $t_s = 0,2$ s erfolgt eine Erwärmung auf etwa 420 °C, was darauf hindeutet, dass die Bedingungen für das Wachstum einer IMP gerade begonnen haben. Bei $t_s = 1,6$ s wird die Temperatur von 500 °C gerade noch erreicht. Entsprechend findet das IMP-Wachstum zwischen 0,2 und 1,6 s statt. Die maximalen Temperaturen liegen bei 648 °C und werden in den Zeitkurven $t_s = 0,4$ s und 0,8 s erreicht. Die Temperaturen von fast 650 °C deuten darauf hin, dass die Aluminiumschmelze überhitzt wird.

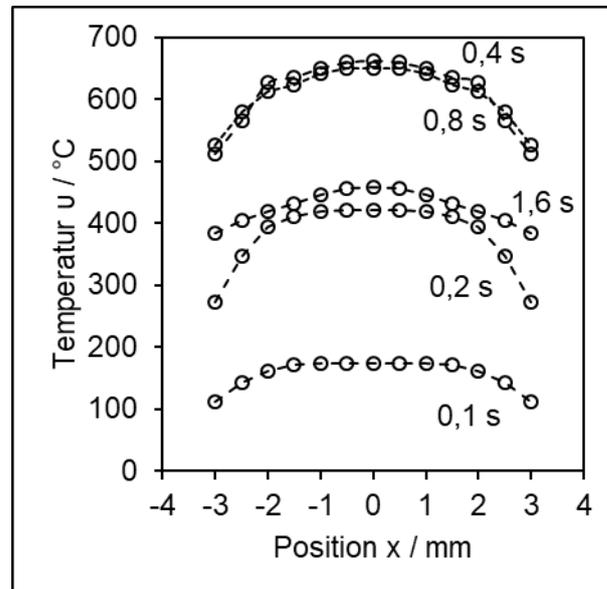


Abbildung 5-24: Temperaturen ϑ in Abhängigkeit von Position x und Zeit t aus der Prozesssimulation mit einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 1,6$ s

Mit Hilfe von Gleichung 5-7, der aus Abbildung 5-22 entnommenen positionsabhängigen Wachstumskoeffizienten K und der Temperaturen aus Abbildung 5-24 wird die Aktivierungsenergie Q ermittelt.

$$K = K_0 \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}} \quad \text{Gleichung 5-7}$$

$$\ln\left(\frac{K}{K_0}\right) = -\frac{Q}{R \cdot T} \quad \text{Gleichung 5-8}$$

$\ln\left(\frac{K}{K_0}\right)$ wird ersetzt durch $\ln K - \ln K_0$:

$$\ln K - \ln K_0 = -Q \cdot \frac{1}{R \cdot T} \quad \text{Gleichung 5-9}$$

Q	Aktivierungsenergie	$[Q] = \text{J} / \text{mol}$
R	Gaskonstante	$R = 8,3145 \text{ (kg} \cdot \text{m}^2) / (\text{s}^2 \cdot \text{mol} \cdot \text{K})$
K	Wachstumskoeffizient	$[K] = \text{m}^2/\text{s}$
K_0	Wachstumskonstante	$[K_0] = \text{m}^2/\text{s}$
T	Temperatur	$[T] = \text{K}$

Der Wachstumskoeffizient K ist von der Temperatur T abhängig und über die Aktivierungsenergie als Faktor verknüpft.

Zur besseren Übersicht der Gleichung 5-9 wird $y = \ln K$, $n = \ln K_0$, $m = Q$ und $x = -\frac{1}{R} \cdot \frac{1}{T}$ gewählt.

Es ergibt sich eine Geradengleichung der Form $y = m \cdot x + n$.

Über den Differenzenquotienten lässt sich Q als Anstieg der Geraden ausdrücken:

$$Q = \frac{\Delta y}{\Delta x} \quad \text{Gleichung 5-10}$$

Jetzt wird Gleichung 5-9 Gleichung 5-10 eingesetzt:

$$Q = \frac{(\ln K_2 - \ln K_1)}{(T_2 - T_1)} = \frac{-Q \cdot \frac{1}{R} \cdot \frac{1}{T_2} + \ln K_0 + Q \cdot \frac{1}{R} \cdot \frac{1}{T_1} - \ln K_0}{(T_2 - T_1)} \quad \text{Gleichung 5-11}$$

In Gleichung 5-11 entfällt $\ln K_0$ und die Formel kann durch Ausklammern vereinfacht werden:

$$Q = \frac{\ln K_2 - \ln K_1}{\left(-\frac{1}{R} \cdot \frac{1}{T_2}\right) - \left(-\frac{1}{R} \cdot \frac{1}{T_1}\right)} \quad \text{Gleichung 5-12}$$

Durch Ausklammern von $-\frac{1}{R}$ ergibt sich:

$$Q = -R \cdot \frac{\ln K_2 - \ln K_1}{\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}} \quad \text{Gleichung 5-13}$$

Durch Einsetzen von Wertepaaren von T_2 und T_1 , wobei T_2 aus der Fügstellenmitte ($x = 0 \text{ mm}$) abgelesen wurde, entsteht bei Zeiten zwischen 0,4 und 1,0 s die in Abbildung 5-25 gezeigte Punktvolke. Die Fügstellenmitte bei $x = 0,5 \text{ mm}$ wurde für die Wertebildung nicht berücksichtigt, da die Temperaturdifferenz ΔT nahe der Fügstellenmitte klein ist und zu Abweichungen führt.

Bedingt durch den aus der Prozesssimulation in Kapitel 5.1 dynamischen Temperaturverlauf bei der Widerstandserwärmung zeigt die ermittelte Aktivierungsenergie Q eine entsprechende Streuung. Im Mittel lässt sich der aus der Literatur bekannte Wert für die Aktivierungsenergie $Q = 280 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ [Kaj06], [Zhe11], [Tan09] ermitteln. Die eingesetzten Wertepaare, entnommen aus Abbildung 5-22 und Abbildung 5-24, in Gleichung 5-13 zeigt Tabelle 5-4. Erwartungsgemäß sind die Ergebnisse von der Zeit unabhängig.

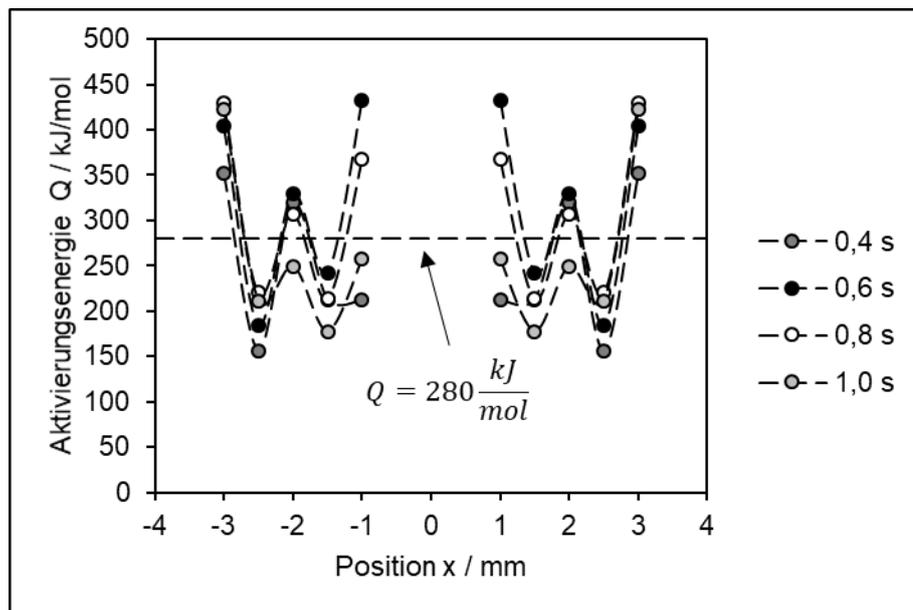


Abbildung 5-25: Aktivierungsenergie in Abhängigkeit der Fügstellenposition x und Widerstandsschweißzeit t_s

Tabelle 5-4: Wertepaare für K und T bei unterschiedlichen Zeiten t und Positionen x

	Position in x / mm						
	0	0,5	1	1,5	2	2,5	3
$K / \text{m}^2/\text{s}$	3,03E-10	2,71E-10	2,09E-10	1,34E-10	5,68E-11	2,89E-11	5,00E-14
Zeit t / s							
0,4	936	933	923	909	899	838	785
0,6	925	926	919	902	891	843	794
0,8	922	922	915	896	885	852	798
1	922	920	912	891	877	850	796

Die Wertepaare in Tabelle 5-4 berücksichtigen bezüglich der Temperatur T einen temporären Zustand während des Erwärmungsvorgangs. Der Wachstumskoeffizient K ist experimentell bestimmt (Abbildung 5-22) und wird bisher als konstant angenommen.

Aus der Simulation ist bekannt, dass die Temperatur während des Schweißens nicht konstant ist, sondern bis zu einer maximalen Temperatur ansteigt, auf einem nahezu gleichbleibenden Niveau gehalten wird und dann entsprechend der Kühlbedingungen abfällt, siehe Abbildung 5-2 für die Schweißzeit $t_s = 1,6$ s bzw. Abbildung 5-3 für alle Schweißzeiten. Mit Gleichung 5-7 ist somit zu erwarten, dass der Wachstumskoeffizient K über die Schweißzeit nicht konstant ist.

Zur Herleitung des zeitabhängigen Wachstums der IMP während des Schweißprozesses muss die Wachstumskonstanten K_0 bestimmt werden. Hierzu wird zunächst Gleichung 5-4 vereinfacht.

$$t_{IMP}^2 = K \cdot (t_s - b) = K \cdot t_{ges} \quad \text{Gleichung 5-14}$$

t_{ges} Gesamtzeit $[t_{ges}] = s$

Durch Ersetzen von K mit Gleichung 5-7 folgt

$$t_{IMP}^2 = K_0 \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}} \cdot t_{ges} \quad \text{Gleichung 5-15}$$

Da die Temperatur während des Schweißens zeitabhängig ist, erfolgt auch das IMP-Wachstum zeitabhängig.

$$t_{IMP} = \int_0^t \sqrt{K_0 \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}} \cdot t_{ges}} dt_{ges} \quad \text{Gleichung 5-16}$$

Durch Regression kann die Wachstumskonstante K_0 ermittelt werden. Zielwerte sind die experimentell ermittelten IMP-Dicken t_{IMP} aus Abbildung 5-23. Mit Gleichung 5-17 wurde das in Abbildung 5-26 gezeigte Wachstum nach Gleichung 5-15 für eine Schweißzeit $t_s = 1,6$ s berechnet, siehe auch Kapitel 5.4. Durch den während der Schweißzeit vorhandenen Temperaturabfall erfolgt das IMP-Wachstum nur bis zu einer Zeit von 1,2 s. Die verbleibende Erwärmungszeit von 0,4 s bis zur Gesamtschweißzeit von 1,6 s trägt kaum zum IMP-Wachstum bei.

$$K_0 = 1,0 \cdot 10^7 \frac{m^2}{s} \quad \text{Gleichung 5-17}$$

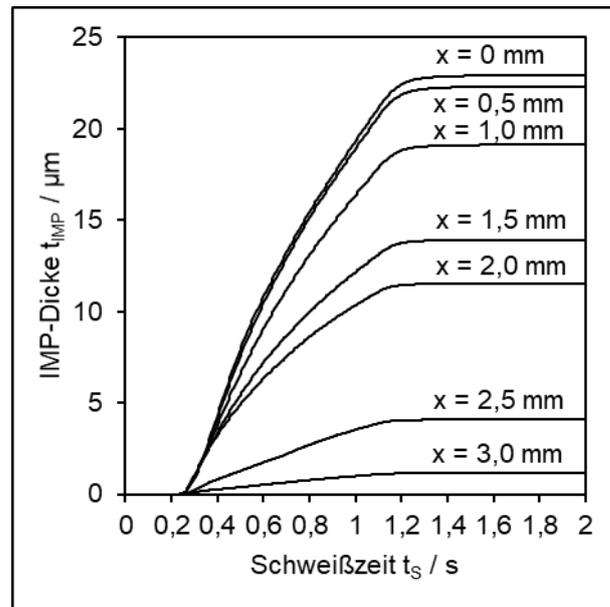


Abbildung 5-26: Parabolische Wachstumsfunktionen auf Basis der Prozesssimulation

Somit müssen die aus den Experimenten bestimmten Wachstumskoeffizienten K neu bestimmt werden. Die Verläufe des Wachstumskoeffizienten K für eine Schweißzeit von $t_s = 1,6$ s zeigt Abbildung 5-27. Bedingt durch den Temperaturverlauf über die Zeit an den jeweiligen Positionen der Fugestelle variiert K und ist im Maximum etwa um den Faktor 12 größer als der aus den Experimenten berechnete Wert für K (vgl. Abbildung 5-22).

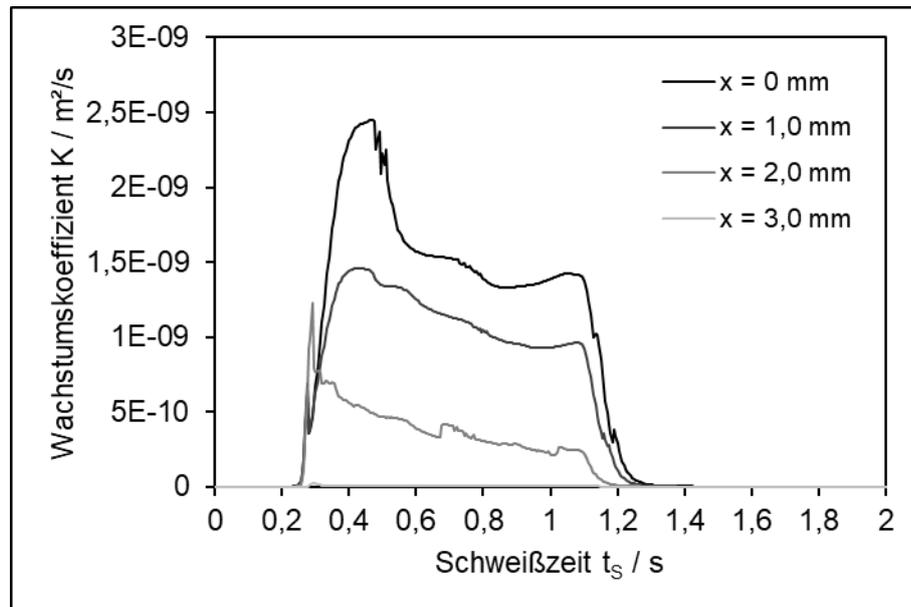


Abbildung 5-27: Wachstumskoeffizient in Abhängigkeit von Position x und Schweißzeit t_s

5.4 Zusammenfassung zu IMP-Wachstum

Aus den Experimenten mit verschiedenen Widerstandsschweißzeiten wurde an Mikroschliffen das Wachstum für die IMP, bestehend aus FeAl_3 und Fe_2Al_5 , bestimmt. Mit Hilfe der Prozesssimulation konnte für alle Widerstandsschweißzeiten der Temperaturverlauf an allen Stellen der Fügestelle ermittelt werden. Die Validierung der Temperaturwerte erfolgte mit Thermoelementen am Al-Blech. An Hand der Prozesssimulation mit einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 1,6$ s wurden die Konstanten des IMP-Wachstums bestimmt. Das Wachstum ist

$$t_{IMP} = \sqrt{1 \cdot 10^7 \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \cdot e^{\frac{-280000 \frac{\text{J}}{\text{mol}}}{8,3145 \frac{\text{kg} \cdot \text{m}^2}{\text{s}^2 \cdot \text{mol} \cdot \text{K}} \cdot T}} \cdot t_s} \quad \text{Gleichung 5-18}$$

und vom Temperaturverlauf während des Schweißvorgangs abhängig. Da dieser Verlauf aus der Simulation bekannt ist, kann mit Gleichung 5-18 und den Temperaturkurven aus Abbildung 5-3 das IMP-Wachstum vorherbestimmt und über den Schweißprozess kontrolliert und begrenzt werden. Abbildung 5-28 bis Abbildung 5-31 zeigen das berechnete IMP-Wachstum für verschiedene Widerstandsschweißzeiten t_s . Bis zu einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,2$ s ist laut die Prozesssimulation kein IMP-Wachstum zu erwarten.

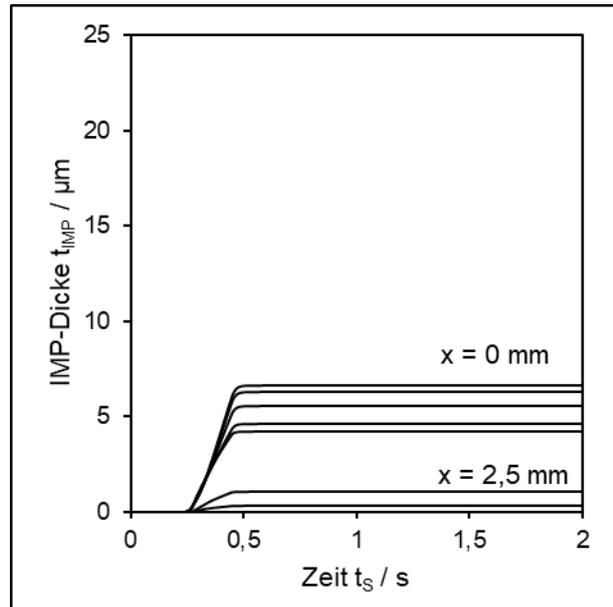
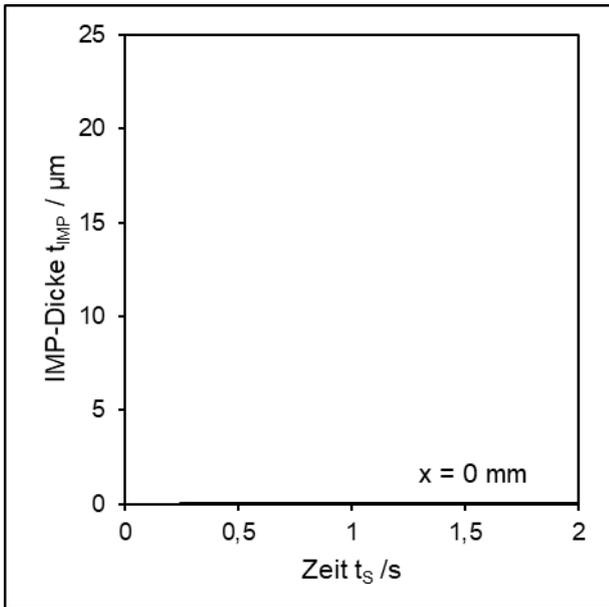


Abbildung 5-28: Berechnete IMP-Dicke bei der Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,2$ s

Abbildung 5-29: Berechnete IMP-Dicke bei der Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4$ s

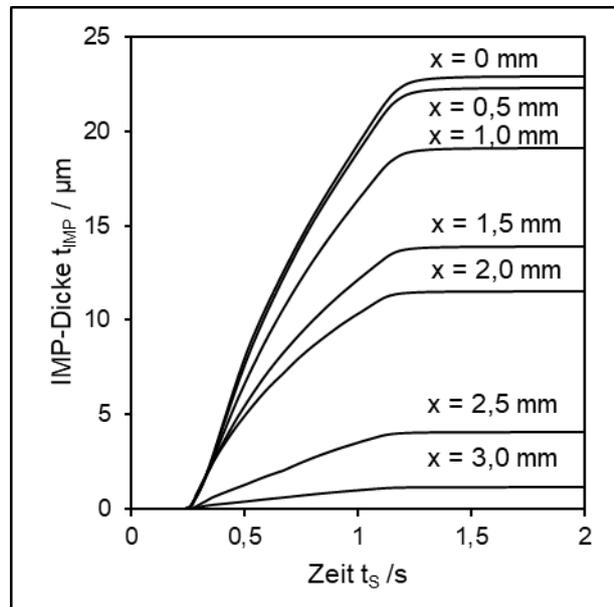
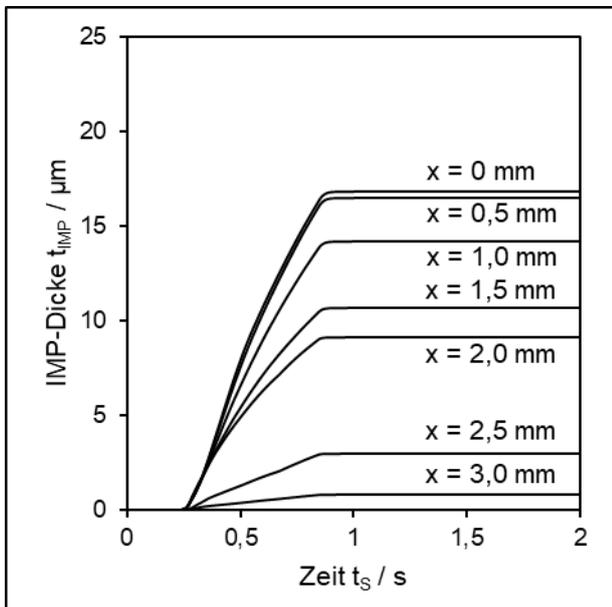


Abbildung 5-30: Berechnete IMP-Dicke bei der Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,8$ s

Abbildung 5-31: Berechnete IMP-Dicke bei der Widerstandsschweißzeit $t_s = 1,6$ s

Die IMP-Verteilung über die Fügestelle im Vergleich zum Experiment zeigt Abbildung 5-32. Die aus den Experimenten abgeleitete Gauß-Verteilung folgt qualitativ ebenfalls dem IMP-Verlauf aus

der Simulation. Die Simulation zeigte, dass zu Beginn des Schweißvorgangs noch keine ausreichenden Temperaturbedingungen für das IMP-Wachstum vorlagen. Somit ist für das Widerstandsschweißen die Phasenbildungsverzögerungszeit nicht nur mit der Theorie des übersättigten Mischkristalls nach Rathod [Rat04] zu erklären, sondern durch den prozessbedingten Temperaturanstieg während der ersten 0,2 s. Abweichend hierzu wurden jedoch bereits bei einer Schweißzeit von 0,1 und 0,2 s bereits IMP im Mikroschliff identifiziert, wenngleich diese lediglich im Bereich von $t_{IMP} = 1$ bis 3 μm lagen und vorrangig FeAl_3 -Anteile aufweisen.

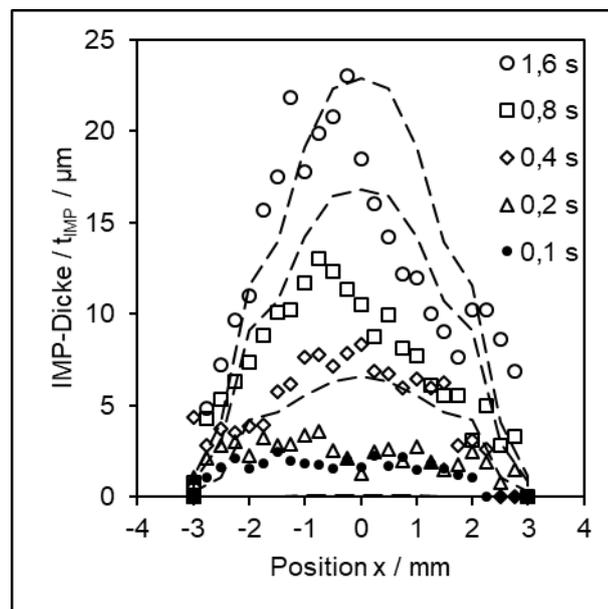


Abbildung 5-32: Vergleich von experimentell ermittelter IMP-Verteilung (Punkte) und Simulation (gestrichelte Linien)

6 Ermittlung der mechanischen Fügezoneneigenschaften mit Zugprobe

Für eine Bestimmung der maximalen Zugfestigkeit σ_m der mit den intermetallischen Phasen behafteten Fügezone der Ultraschallschweißungen wurde die Sonderprobenform nach Abbildung 4-15 und Abbildung 4-16 entwickelt. An die Fügestellen wurden senkrecht zur Fügeebene Bolzen angeschweißt und die Probenform spanabhebend hergestellt. Anschließend wurden die Proben bis zum Bruch belastet. Eine Dehnung der Proben ließ sich durch die effektive Probenlänge von $l = 0$ mm nicht ermitteln. Die erfassten Zugfestigkeiten wurden wegen der Kerbspannung auf Basis der FKM-Richtlinie [FKM02] berechnet.

Die Brüche der Zugproben traten trotz der Porosität in den Bolzenschweißungen, die in Abbildung 6-1 erkennbar sind, in der Fügezone zwischen Aluminiumwerkstoff und Fügehilfselement ein. Die Porosität ist beim Lichtbogenbolzenschweißen mit Spitzenzündung nicht vermeidbar und nach DIN EN ISO 14555 zulässig.

Nach Auswertung der Schlibfbilder (Abbildung 6-1 bis Abbildung 6-4) traten die Brüche zwischen FeAl_3 und Fe_2Al_5 auf. Wie in Abbildung 6-2 gezeigt, wich der Riss bei Schweißzeiten t_s bis zu 0,4 s z.T. in Richtung der Al-Schmelze aus. Dies deutet darauf hin, dass die Festigkeit der Fügezone ähnlich groß ist wie die der Schmelze der Aluminiumlegierung.

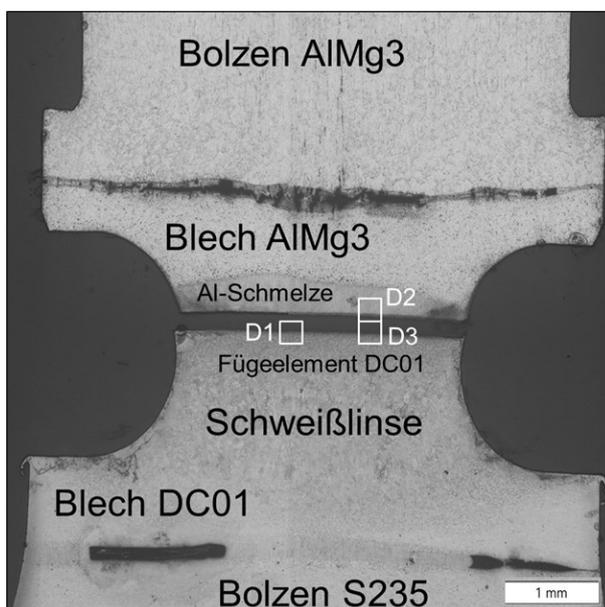


Abbildung 6-1: Sonderzugprobe nach dem Zugversuch im Schlibfbild (Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4$ s)

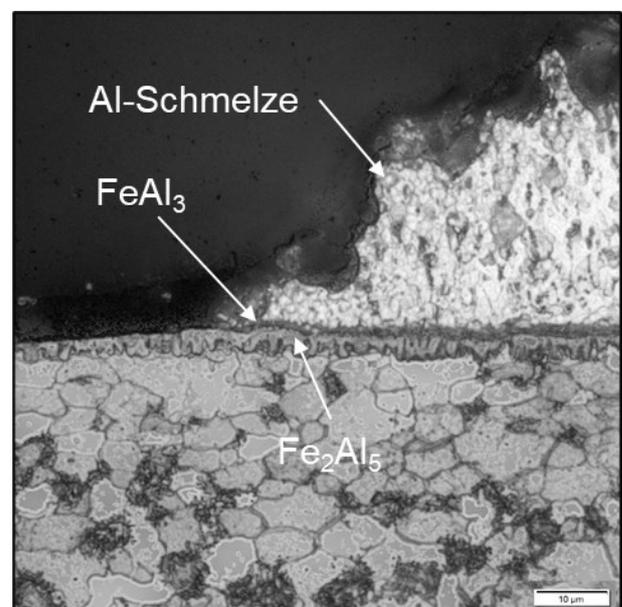


Abbildung 6-2: Detail D1 aus Abbildung 6-1 - Schlibfbild der gebrochenen Fügezone (Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4$ s)

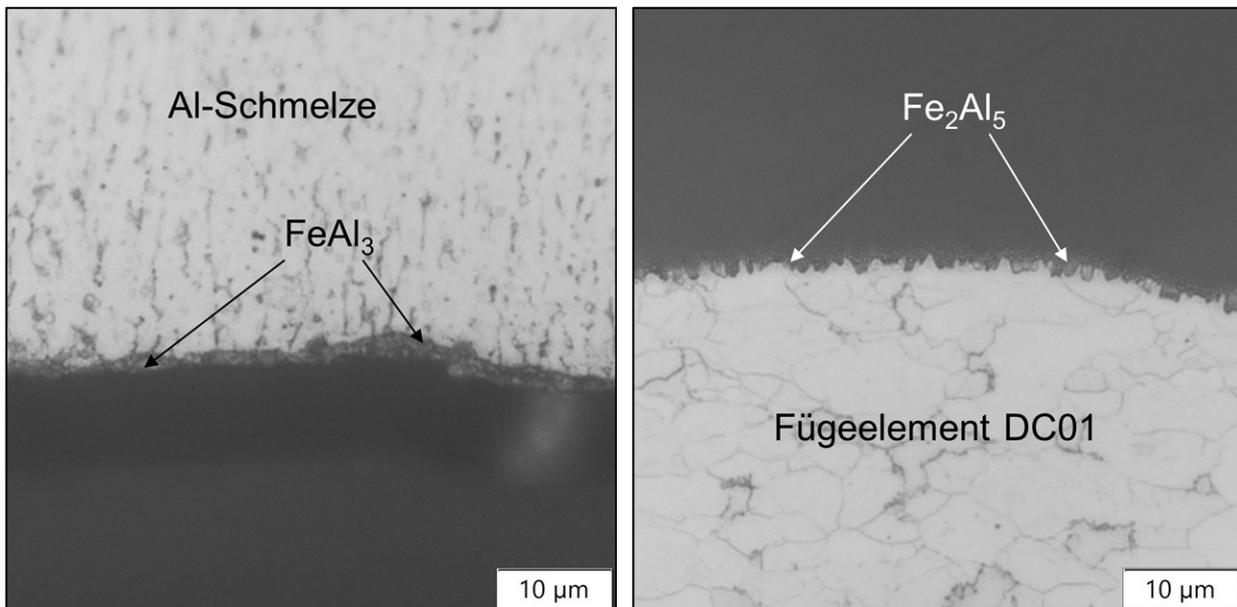


Abbildung 6-3: Bruchseiten der Sonderzugprobe – D2 (li.) und D3 (re.) aus Abbildung 6-1

Für die verschiedenen Widerstandsschweißzeiten t_s wurden jeweils drei Zugproben geprüft. Ergänzend wurden auch Ultraschallschweißverbindungen und Aluminiumpunktschweißverbindungen mit der Sonderzugprobe geprüft, um die Festigkeit in den jeweiligen Fügezonen zu bestimmen. Bei der Probenvorbereitung zur Festigkeitsbestimmung der Ultraschallschweißung wurde der Bolzen auf das Fügehilfselement geschweißt. Bei der Probe zur Bestimmung der Festigkeit der Aluminiumschmelze wurden zwei AlMg3-Bleche mit einer Dicke von jeweils 1,5 mm miteinander widerstandspunktgeschweißt und anschließend zwei AlMg3-Bolzen auf die Blechoberflächen geschweißt.

Der spanabhebend hergestellte Rundkerb aus Abbildung 6-1 verursacht nach [FKM02] eine Spannungserhöhung bei Zugbelastung (vgl. Abbildung 4-17)

$$K_{t,z} = 1 + \frac{1}{\sqrt{0,22 \cdot \frac{r_K}{t_K} + 2,74 \cdot \frac{r_K}{d_K} \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{r_K}{d_K}\right)^2}}$$

Gleichung 6-1

$K_{t,z}$	Kerbformzahl des Zugstabs	$[K_{t,z}] = -$
r_K	Kerbradius	$[r_K] = \text{mm}$
t_K	Kerbtiefe	$[t_K] = \text{mm}$
d_K	Durchmesser der gekerbten Probe	$[d_K] = \text{mm}$

$$K_{t,z} = 1 + \frac{1}{\sqrt{0,22 \cdot \frac{1 \text{ mm}}{1 \text{ mm}} + 2,74 \cdot \frac{1 \text{ mm}}{3 \text{ mm}} \cdot (1 + 2 \cdot \frac{1 \text{ mm}}{3 \text{ mm}})^2}} = 1,6 \quad \text{Gleichung 6-2}$$

Bei den Zugproben wurde zur Bestimmung der Festigkeiten jeweils der Bruchflächendurchmesser bestimmt und damit die Zugfestigkeit ermittelt. Abbildung 6-4 zeigt die Zugfestigkeit unter Berücksichtigung der Kerbformzahl $K_{t,z} = 1,6$ aus Gleichung 6-2. Die auf der Abszisse aufgetragenen Zustände beschreiben die Widerstandsschweißzeiten von $t_s = 0,1$ bis $1,6$ s, die Aluminiumschmelze „Al“, sowie die Ultraschallschweißung ohne das angeschweißte Stahlblech „US“. Die erstarrte Aluminiumschmelze hat mit 225 MPa einen um 20 MPa geringeren Festigkeitswert als der unbeeinflusste Aluminium-Grundwerkstoff ($\sigma_{\text{AlMg3}} = 245 \text{ MPa}$). Die Ultraschallschweißung zeigt eine Festigkeit von 300 MPa . Wird diese für $t_s = 0,1$ s mit dem Widerstandsschweißprozess beeinflusst, steigt die Festigkeit im Mittel auf 380 MPa . Mit Verdopplung und Vervierfachung der Widerstandsschweißzeit sinkt der Festigkeitswert auf das Festigkeitsniveau der Aluminiumschmelze ab. Die Festigkeit wird bei weiterer Verlängerung der Widerstandsschweißzeit auf etwa 175 MPa abgesenkt und streut stark um diesen Wert.

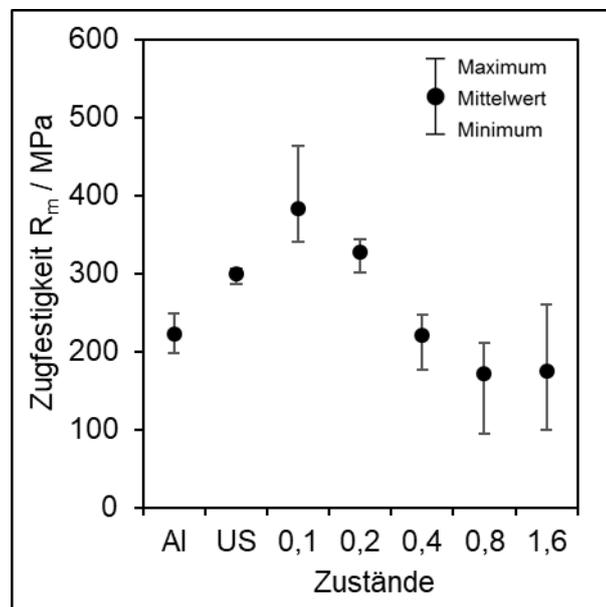


Abbildung 6-4: Zugfestigkeiten der durch Widerstandsschweißen beeinflussten Ultraschallschweißungen im Vergleich zu einer erstarrten Schweißlinse (Al) aus EN AW-5754 und einer Ultraschallschweißung (US) mit einer Einwirkzeit $t_E = 0,4 \text{ s}$

Damit weist die Fügezone mit kürzester Erwärmung durch den Widerstandsschweißprozess die höchsten Festigkeitswerte auf. Das maximale Spannungsverhältnis bei $t_s = 0,1$ s und AlMg3-Schweißlinse ist:

$$\frac{\sigma_{IMP}}{\sigma_{5754, Linse}} = \frac{380}{225} = 1,7 \qquad \text{Gleichung 6-3}$$

Für $t_s = 0,2$ s beträgt das Spannungsverhältnis 1,45, bei $t_s = 0,4$ s 1, bei $t_s = 0,8$ s und 1,6 s 0,8. Durch die hohe Streuung bei den langen Widerstandsschweißzeiten kann das Spannungsverhältnis auf 0,44 absinken.

Daraus ergeben sich folgende Erkenntnisse:

- bis zu einer Widerstandsschweißzeit von 0,4 s ist die Festigkeit der beeinflussten Ultraschallschweißung mindestens gleich groß wie die erstarrte Al-Schmelze
- die maximale Festigkeit liegt bei $t_s = 0,1$ und bei $t_s \geq 0,8$ s ist sie etwa halbiert
- die Wärmebeeinflussung der US-Schweißung wirkt festigkeitssteigernd ($t_s = 0,1$ s bis 0,2 s)
- bis zu einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4$ s ist durch das Spannungsverhältnis von mindestens 1 mit keiner Minderung der Festigkeitseigenschaften durch die IMP zu rechnen. Dies lässt den Schluss zu, dass bei einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4$ s die Fügestellenfestigkeit mindestens so groß ist wie die Festigkeit einer Aluminiumschweißlinse

Fazit: Die Festigkeit der Ultraschallschweißungen wird durch den Sekundärprozess des Widerstandsschweißens beeinflusst. Bei einer sehr kurzen Erwärmung von 0,1 s steigt die Festigkeit deutlich an. Das deutet darauf hin, dass eingebrachte Fehler während des Ultraschallschweißens durch das Widerstandsschweißen geheilt werden, z.B. der Abbau von Spannungen durch die Erwärmung ähnlich dem Spannungsarmglühen. Die weitere Erhöhung der Widerstandsschweißzeit reduziert die erreichbaren Festigkeiten, die Verbindung altert.

Die Größe der Fügezone der Gesamtverbindung des USERP bleibt bei diesen Überlegungen unberücksichtigt. Demnach ist die Schweißzeit von 0,1 s nur dann von Vorteil, wenn auch die Schweißlinsebildung zwischen Fügehilfselement und Stahlblech ausgebildet werden kann.

Aus Abbildung 6-4 und den aus den Versuchen bekannten IMP-Dicken wurde ein Diagramm entwickelt, was die maximale erreichbare Festigkeit der Fügezone bei Bruch in Abhängigkeit der IMP-Dicke darstellt. Die Morphologie der Fügezone wird nicht berücksichtigt, da bei der Widerstandserwärmung die Phasen $FeAl_3$ und Fe_2Al_5 gemeinsam auftreten.

Aus Abbildung 6-5 lässt sich ableiten, dass mit Verdopplung der IMP-Dicke die Festigkeit etwa halbiert wird und die Literaturangaben [Ach80] bestätigt werden können.

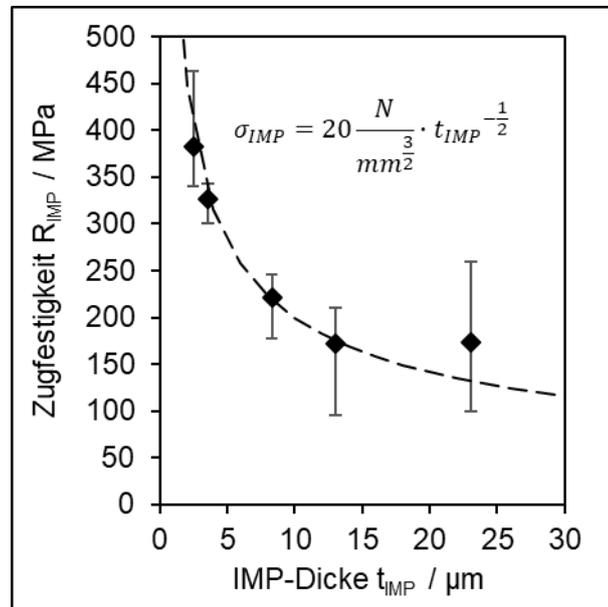


Abbildung 6-5: Fügestellenfestigkeit in Abhängigkeit der IMP-Dicke und Fitfunktion

7 Festigkeitsbetrachtungen beim Lastfall Scherzug

7.1 Festigkeit der Ultraschallschweißverbindung

Auf die ultraschallgeschweißten Stahl-Fügeelemente mit Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ wurden Bolzen M5 x 20 mm geschweißt und unter Scherzug gemäß Abbildung 4-14 belastet. Die Ergebnisse der Versuche zeigt Abbildung 7-1. Bei den Ultraschall-Einwirkzeiten $t_E = 0,1 \text{ s}$ konnten keine belastbaren Verbindungen erzeugt werden, da die Stahl-Fügeelemente während des Einspannens der Zugproben abrissen. Ab $t_E = 0,2 \text{ s}$ wurden Scherzugkräfte $F_{TS} = 2,3 \text{ kN}$ erreicht, die mit größer werdender Einwirkzeit t_E im Mittel leicht ansteigen. Abbildung 7-2 zeigt ein Bruchbild, worin ein Herausschälen von Aluminium aus der Fügezone erkennbar ist. Der umlaufende Spritzerkranz stammt vom Bolzenschweißprozess. Der herausgeschälte Aluminiumwerkstoff haftet am Stahl-Fügeelement mit einem Fügstellendurchmesser von durchschnittlich $d_J = 3,4 \text{ mm}$. Ein Herausschälen von Aluminiumwerkstoff aus dem AlMg3-Blech zeigt, dass die Festigkeit der US-Schweißung größer ist als die Festigkeit des Aluminium-Grundwerkstoffs. Die Berechnung der übertragbaren Lasten ist mit den Erkenntnissen aus Kapitel 6 möglich. Die Schubspannung in der Fügezone wird mit Hilfe der Normalspannungshypothese ausgedrückt. Das Ergebnis unterstreicht die Anwendbarkeit.

$$\tau_{US} = \sigma_{US} \quad \text{Gleichung 7-1}$$

Die Scherzugkraft F_{TS} der Verbindung ist nach Gleichung 2-6 ist

$$F_{TS} = \frac{\pi}{4} \cdot d_J^2 \cdot \tau_{US} \quad \text{Gleichung 7-2}$$

$$F_{TS} = \frac{\pi}{4} \cdot (3,4 \text{ mm})^2 \cdot 300 \text{ MPa} = 2724 \text{ N} \quad \text{Gleichung 7-3}$$

Die in Gleichung 7-3 berechnete Scherzugkraft $F_{TS} = 2,7 \text{ kN}$ entspricht nahezu dem experimentellen Wert von $F_{TS} = 2,4 \text{ kN}$. Die Abweichung beträgt 12 %.

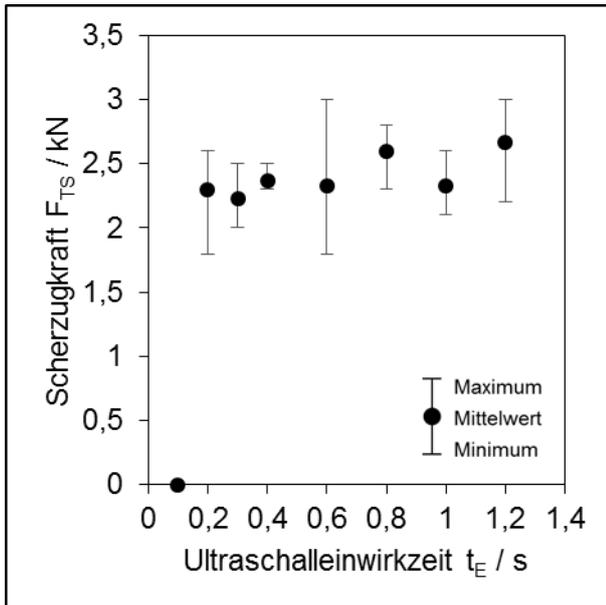


Abbildung 7-1: Scherzugkräfte der Ultraschallschweißungen in Abhängigkeit der Einwirkzeit t_E

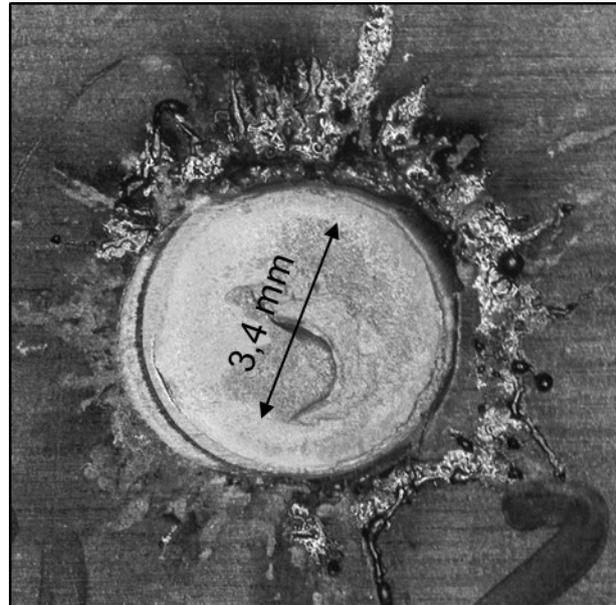


Abbildung 7-2: Beispielhaftes Bruchbild (Al-Blech) bei einer Ultraschalleinwirkzeit von $t_E = 0,4$ s am Element $d_E = 5,4$ mm

Zur Festlegung einer geeigneten Ultraschalleinwirkzeit t_E für die Folgeversuche wurden Proben unterschiedlicher Einwirkzeit widerstandsgeschweißt und in Scherzugversuchen nach SEP1220-2 nach Abbildung 4-8 bis zum Bruch belastet. Abbildung 7-3 zeigt, dass die Einwirkzeit des Ultraschalls t_E nur eine untergeordnete Wirkung auf die Festigkeitsergebnisse der Gesamtverbindung aufweist. Auch die Einwirkzeit $t_E = 0,1$ s, bei der die elementare Ultraschallverbindung bereits bei Einspannen der Proben versagte, zeigte gute Verbindungsfestigkeiten nach dem Widerstandsschweißen. Dies zeigt, dass die Erwärmung der Ultraschallschweißverbindung zum Ausheilen von Fehlen in der Fügezone führt. Für die weiteren Untersuchungen wurde eine Ultraschalleinwirkzeit von $t_E = 0,4$ s festgelegt. Diese Einwirkzeit ist ein Kompromiss aus geringer Streubreite (siehe Abbildung 7-1) und geringem Sonotrodenverschleiß, der durch das Reiben der Sonotrode auf dem Stahl-Fügehilfselement beobachtet wurde.

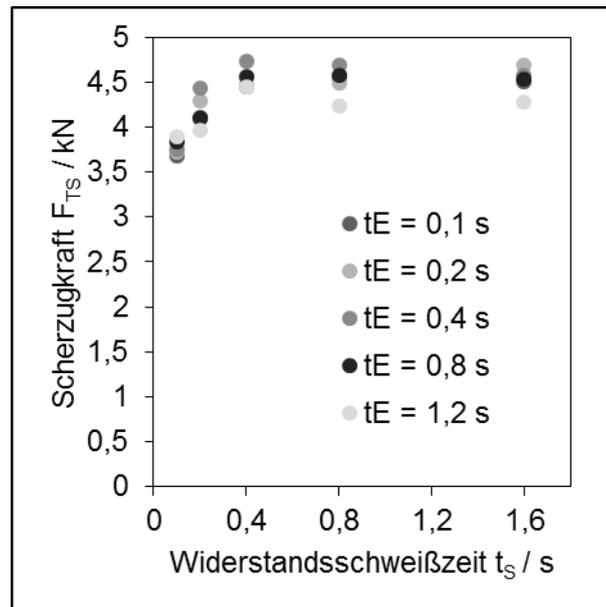


Abbildung 7-3: Scherzugkräfte verschiedener Ultraschalleinwirkzeiten t_E in Abhängigkeit der Widerstandsschweißzeit t_S

7.2 Berechnung der theoretischen Gesamt-Fügestellenfestigkeit bei Scherzug mit Berücksichtigung der Bruchart

Mit der Bekanntheit der erreichbaren Zugfestigkeiten IMP-behafteter Fügezonen kann eine auf Scherzug belastete kreisrunde Fügestelle der USERP-Verbindung hinsichtlich erreichbarer maximaler Kräfte F_{TS} ausgelegt werden. Zunächst erfolgt dies ohne Berücksichtigung der Festigkeit des umgebenden Aluminiumwerkstoffs. Entsprechend wird die Verbindung nur so betrachtet, als würde das Aluminiumblech unendlich fest sein und nur die kreisrunde Fügestelle mit einer tangentialen Membranfläche $A_{m,t}$ würde versagen können. Die Scherzugkraft bei Scherbruch $F_{TS,S}$ ist

$$F_{TS,S} = A_{m,t} \cdot \tau_{IMP} \quad \text{Gleichung 7-4}$$

Die Schubspannung für die IMP τ_{IMP} wird mit Hilfe der Normalspannungshypothese ausgedrückt.

$$\tau_{IMP} = \sigma_{IMP} \quad \text{Gleichung 7-5}$$

Diese Annahme wird durch die später dargelegten Versuche belegt. Daraus folgt mit Hilfe von Abbildung 6-5:

$$F_{TS,S} = \frac{\pi}{4} \cdot d_w^2 \cdot 20 \frac{N}{mm^2} \cdot t_{IMP}^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 7-6}$$

Für den Bereich der Fügstellendurchmesser $d = 0 \text{ mm}$ bis 10 mm und IMP-Dicken $t_{IMP} = 0 \text{ }\mu\text{m}$ bis $30 \text{ }\mu\text{m}$ werden die Lösungen von Gleichung 7-6 in Abbildung 7-4 und Abbildung 7-5 dargestellt.

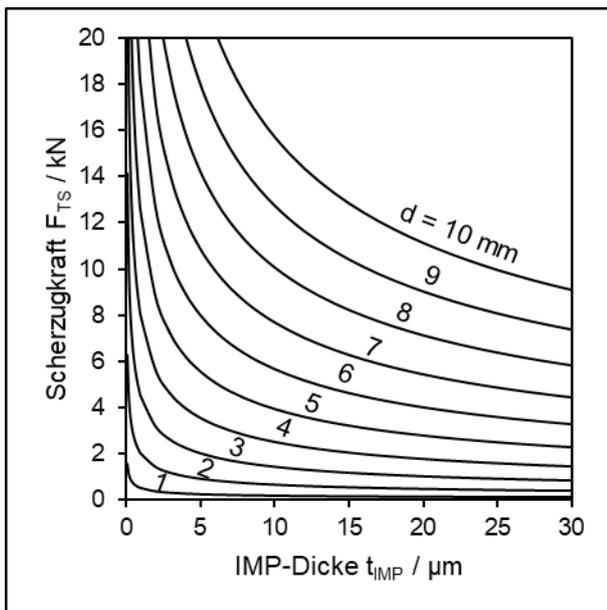


Abbildung 7-4: Grafische Darstellung der erreichbaren Scherzugkraft F_{TS} in Abhängigkeit von IMP-Dicke t_{IMP} und Fügstellendurchmesser d

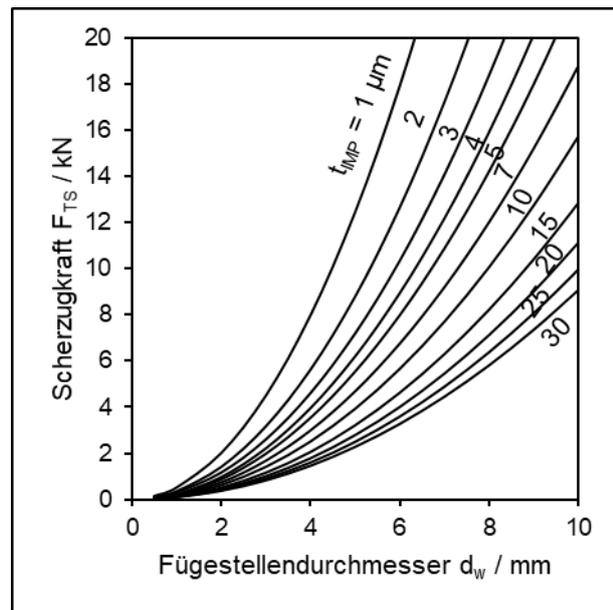


Abbildung 7-5: Grafische Darstellung erreichbaren Scherzugkraft F_{TS} in Abhängigkeit von Fügstellendurchmesser d und IMP-Dicke t_{IMP}

Praktisch müssen die aus der Literatur bekannten Ansätze von Pouranvari [Pou07] berücksichtigt werden. D.h. bei Scherzugbelastung wird die erreichbare Kraft nicht immer durch die Festigkeit der tangentialen Membranfläche $A_{m,t}$ limitiert, sondern auch durch die radiale Membranfläche $A_{m,r}$, die die Fügstelle umgibt. Abbildung 7-6 zeigt die Flächen ergänzend zu Abbildung 2-23.

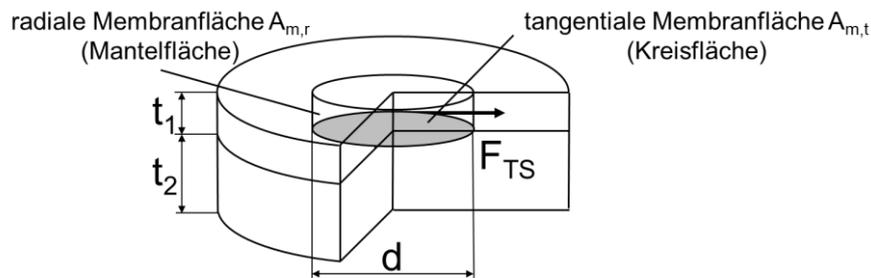


Abbildung 7-6: Flächen um eine kreisförmige Fugestelle, die spannungsabhängig die ertragbare Scherzugkraft F_{TS} limitieren

Zunächst wird das Flächenverhältnis und die daraus resultierenden Scherzugkräfte ohne Berücksichtigung der ermittelten IMP-Festigkeiten σ_{IMP} und τ_{IMP} dargestellt. In die Festigkeitsbetrachtung fließt die kleinste Grundwerkstofffestigkeit des Aluminiumwerkstoffs $\sigma_{AlMg3,GW} = 220 \text{ MPa}$ nach DIN EN 485-2 ein, da die Kaltverfestigung durch die Wärmebehandlung des Schweißprozesses abgebaut wird. Daneben ist auch die Schweißlinsefestigkeit vom Aluminiumwerkstoff aus Abbildung 6-4 charakterisierend für die Fugeebene. Der Übergang vom Bruch in der Fugeebene (Scherbruch) zum Bruch im wärmebehandelten Grundwerkstoff (Ausknöpfbuch) ist nach Pouranvari [Pou7] neben dem Spannungsverhältnis blechdickenabhängig und wird durch den kritischen Punktdurchmesser ausgedrückt (vgl. Gleichung 2-8):

$$d_{cr} = 4 \cdot t \cdot \frac{\sigma_{AlMg3,GW}}{\tau_{AlMg3,Schmelze}} \quad \text{Gleichung 7-7}$$

$$d_{cr} = 4 \cdot t \cdot \frac{220 \text{ MPa}}{225 \text{ MPa}} \quad \text{Gleichung 7-8}$$

$$d_{cr} = 3,9 \cdot t \quad \text{Gleichung 7-9}$$

Die aus den Flächen nach Abbildung 7-6 und den Festigkeiten für den Grundwerkstoff $\sigma_{AlMg3,GW}$ und die Schweißlinse $\tau_{AlMg3,Schmelze}$ berechneten Scherzugkräfte F_{TS} sowie die grafische Lösung der Gleichung 7-9 für den kritischen Punktdurchmesser als Übergang von Scher- zu Ausknöpfbuch zeigt Abbildung 7-7. Die Scherzugkräfte für Scher- und Ausknöpfbuch wurden nach Gleichung 2-5 und Gleichung 2-6 und berechnet. Das Diagramm in Abbildung 7-7 zeigt, dass die mit dem Aluminiumblech erreichbare Scherzugfestigkeit in Abhängigkeit der Blechdicke mit wachsendem Punktdurchmesser zunächst einer Potenzfunktion folgt. Es entstehen Scherbrüche. Bei Erreichen des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} geht der Bruch in einen Ausknöpfbuch mit linearem Kraftanstieg über.

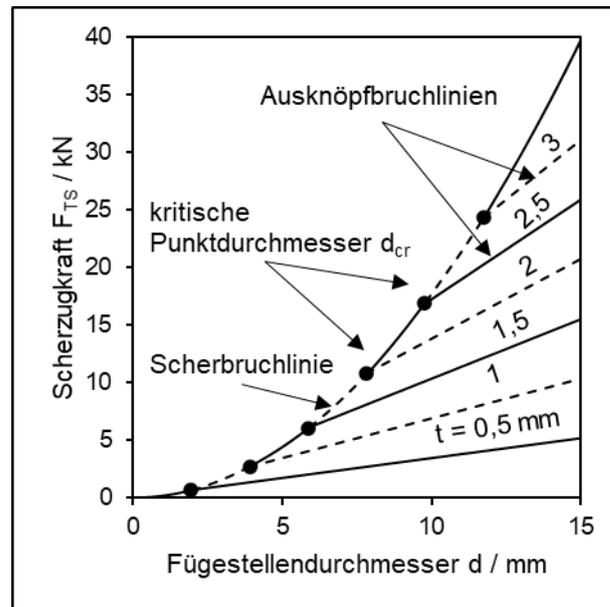


Abbildung 7-7: Erreichbare Scherzugkräfte F_{TS} ohne IMP in Abhängigkeit von Fügestellendurchmesser d und Blechdicke t unter Berücksichtigung des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} (Punkte)

Durch die IMP in der Fügeebene wird die Scherfestigkeit τ in der Fügeebene verändert. Dies wirkt sich direkt auf die Lage des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} aus und damit auf das Bruchverhalten. Zunächst soll der Grenzzustand aufgezeigt werden, d.h. die IMP-Dicke, bei der die gleichen kritischen Punktdurchmesser erreicht werden, wie in Abbildung 7-7. Dafür muss die Bedingung $\frac{\tau_{ALMg3,Linse}}{\tau_{IMP}} = 1$ erfüllt sein. Die Scherfestigkeit $\tau_{IMP} = 225$ MPa wird in die Funktion aus Abbildung 6-5 eingesetzt:

$$225 \text{ MPa} = 20 \frac{N}{\text{mm}^2} \cdot t_{IMP}^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 7-10}$$

und nach der IMP-Dicke t_{IMP} umgestellt:

$$t_{IMP} = \left(\frac{225 \frac{N}{\text{mm}^2}}{20 \frac{N}{\text{mm}^2}} \right)^{-2} \quad \text{Gleichung 7-11}$$

$$t_{IMP} = 7,9 \mu\text{m}$$

Bei einer IMP-Dicke von etwa $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$ ist der Grenzzustand erreicht. Dieser Wert lässt sich auch aus Abbildung 6-5 ablesen. Die IMP wird hierbei als homogener, über die Fügefläche gleichverteilter Übertragungsbereich der Kräfte angenommen.

Bei kleineren IMP-Dicken als $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$ ist die Scherfestigkeit höher als beim Grenzzustand, d.h.

$$\tau_{IMP} > \tau_{AlMg3, Schmelze} \quad \text{Gleichung 7-12}$$

Bei größeren IMP-Dicken als $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$ ist die Scherfestigkeit kleiner:

$$\tau_{IMP} < \tau_{AlMg3, Schmelze} \quad \text{Gleichung 7-13}$$

Allgemein zeigt diesen Zusammenhang Abbildung 7-8. Der kritische Punktdurchmesser d_{cr} ohne IMP ist dort in Form von Punkten dargestellt. Zeitgleich ist dies auch der kritische Punktdurchmesser mit einer IMP-Dicke von $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$. Alle Schnittpunkte der Potenzfunktionen mit den Geraden zeigt die theoretisch möglichen kritischen Punktdurchmesser, die sich durch verschiedene Blech- und IMP-Dicken ergeben. Am Beispiel der Aluminiumblechdicke $t = 1,5 \text{ mm}$ ist das in Abbildung 7-9 als Detail von Abbildung 7-8 aufgezeigt.

Der theoretische Zustand des Ausknöpfbruchs bei kleineren IMP als $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$ in Verbindung mit kleinen Punktdurchmessern wird jedoch praktisch nicht eintreten, da aus Gleichung 7-12 hervorgeht, dass die Festigkeit der Aluminiumschmelze der limitierende Faktor für die erreichbare Scherfestigkeit ist. Die theoretische Linksverschiebung des kritischen Punktdurchmessers aus Abbildung 7-9 ist nicht möglich.

Damit bleibt festzuhalten, dass eine kleinere IMP als $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$ angestrebt werden sollte, die Verbindung jedoch nicht von höheren Festigkeiten in der Fügeebene profitieren kann. Übersteigt die IMP-Dicke $t_{IMP} = 8 \mu\text{m}$, wird die Festigkeit in der Fügeebene gemindert. Dies führt zu Verschiebungen der kritischen Punktdurchmesser d_{cr} zu höheren Werten. D.h. um einen Ausknöpfbruch zu erreichen müssen die Fügestellendurchmesser d immer größer werden, um die verminderte Festigkeit in der Fügezone zu kompensieren.

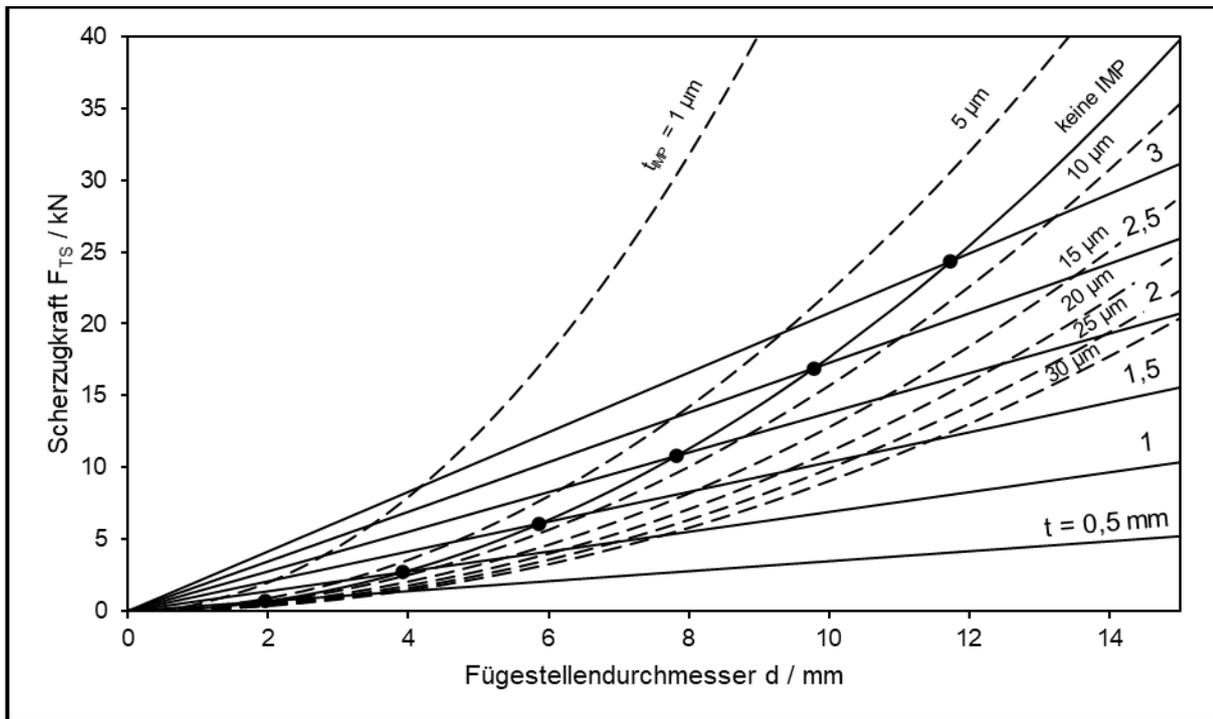


Abbildung 7-8: theoretischer Einfluss von IMP und Blechdicke auf den Übergang von Scher- zu Ausknöpfungbruch (kritischer Punktdurchmesser d_{cr}) und Scherzugkraft F_{TS}

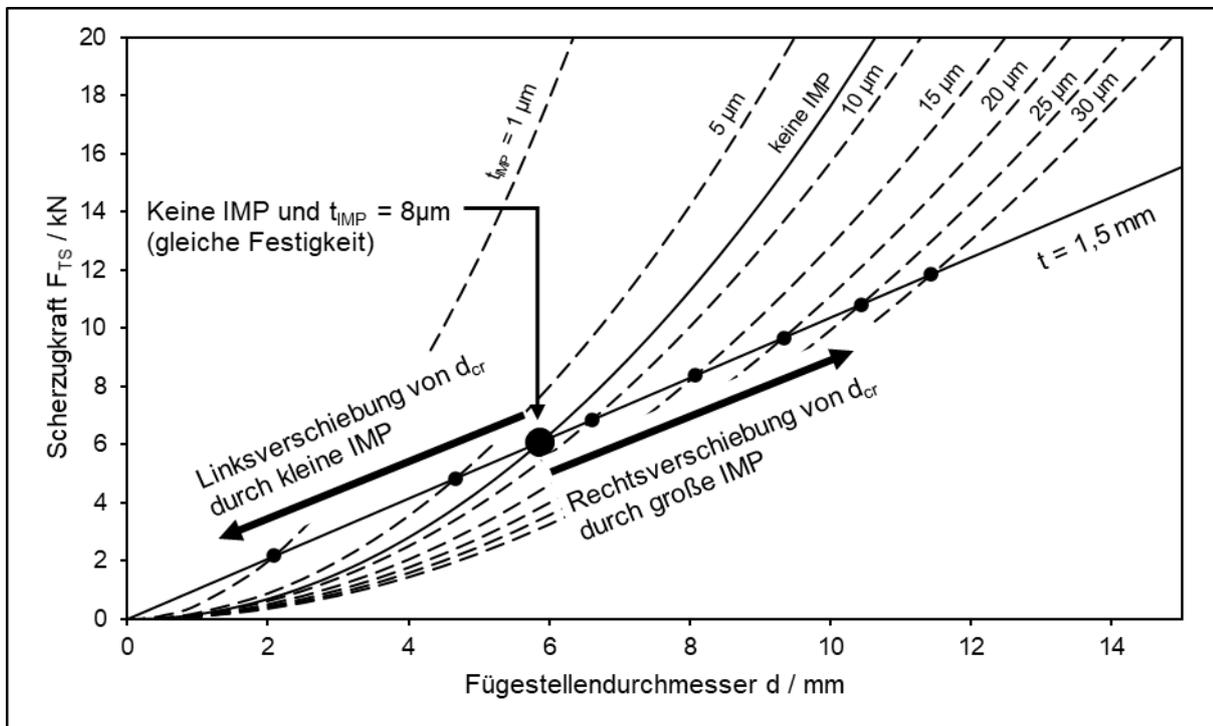


Abbildung 7-9: Theoretische Verschiebung des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} am Beispiel der Al-Blechdicke $t = 1,5 \text{ mm}$

7.3 Simulation der Fügestelle ohne Berücksichtigung der IMP

7.3.1 Notwendigkeit der Untersuchungen und Grenzen des Modells

Mit Hilfe der Simulation wird der Nachweis geführt, dass die theoretische Annahme des einfachen, auf Formeln beruhenden Konzepts des kritischen Punktdurchmessers d_{cr} bei punktförmigen Stahl-Aluminium-Verbindungen Anwendung finden kann. Das Modell erlaubte es nicht, die Festigkeitseigenschaften der Fügezone einzustellen, sondern beruht auf idealisierten Verbindungen zwischen allen Fügepartnern des USERP-Prozesses. Damit ist die Festigkeit in den Fügeebenen durch die Grundwerkstoffe bestimmt. Die Fügezone zwischen Stahl und Aluminium weist die Festigkeit des Grundwerkstoffs von Aluminium auf. Die Fügezone zwischen den Stählen hat die Eigenschaften des Stahls.

7.3.2 Ermittlung der Fügstellengeometrie für die modellierten Zugversuche

Der simulierte Schweißprozess wurde mit den gewählten Schweißzeiten $t_s = 0,1$ bis $1,6$ s des Widerstandsschweißprozesses durchgeführt, um die Deformation des Fügeelements durch Fließen zu ermitteln. Der Elementdurchmesser d_E im Ausgangszustand nach dem Ultraschallschweißprozess wird durch den Widerstandsschweißprozess zu einem Elementdurchmesser $d_{E,R}$. Dieser lässt sich durch die Knotenkoordinaten aus der FEM ausgeben.

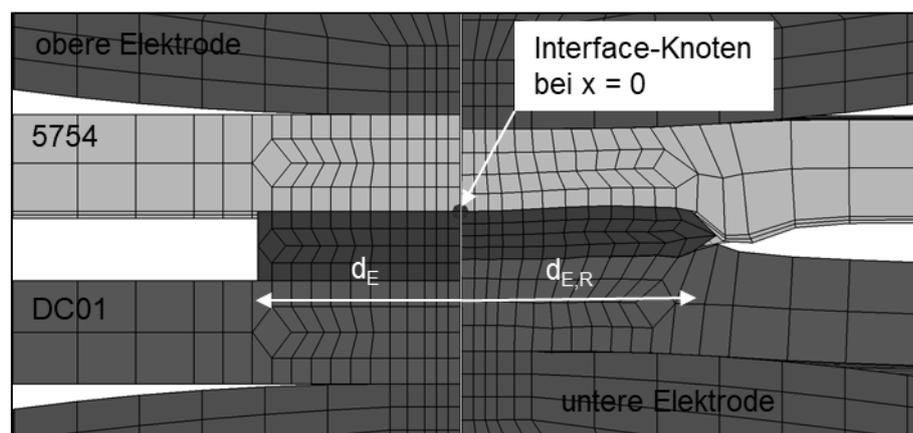


Abbildung 7-10: Fügestelle vor (links) und nach (rechts) dem Widerstandsschweißprozess

Die ermittelte Geometrie ist die Grundlage für die modellierten Zugversuche. Tabelle 7-1 gibt eine Übersicht der ermittelten Fügstellengeometrien. Neben dem Elementdurchmesser nach dem Widerstandsschweißen $d_{E,R}$ zwischen Aluminiumblech und Stahl-Fügeelement werden auch die

Geometrie der Schweißlinse aus dem Widerstandsschweißprozess angegeben. Der Fügstellen-
durchmesser d_w ist der aus den Schliffbildern und Schweißversuchen ermittelte Durchmesser der
Anbindung des Aluminiumblechs an das Fügehilfselement. Die Validierung der Prozesssimulation
anhand eines Schliffbildes zeigt Abbildung 7-11.

Tabelle 7-1: Fügstellengeometrie nach der Prozesssimulation

Elementgeometrie vor dem Wider- standsschweißen	Ultraschallschweißung		Widerstandsschweißung	
	Element- durchmesser $d_{E,R}$ / mm	Fügstellen- durchmesser d_w / mm	Linsen- durchmesser d_n / mm	Linsenhöhe h_n / mm
$d_E = 3,4 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$	4,60	3,70	3,70	1,30
$d_E = 5,4 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$	6,10	5,80	5,50	1,50
$d_E = 7,0 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$	7,80	7,50	5,00	1,40

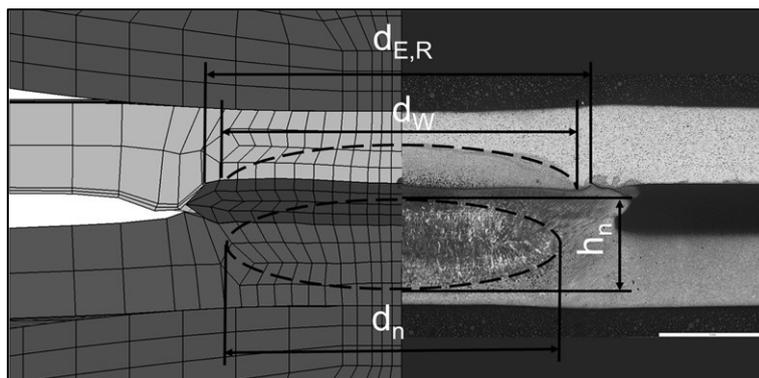


Abbildung 7-11: Maße einer Fügstelle aus Simulation und Schliffbild bei einer
Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4 \text{ s}$

7.3.3 Ergebnisse der Finite Element-Modellierungen für den Scherzug

Mit den in Tabelle 7-1 angegebenen Fügstellengeometrien wurden Scherzugversuche model-
liert und in der Simulation bis zum Bruch berechnet. Die Ergebnisse sind durch die ideale Verbind-
ung zwischen Fügeelement und Aluminiumblech IMP-frei betrachtet und durch die Festigkeit
des Aluminium- und Stahlwerkstoffs charakterisiert. Aus der Simulation sind die Spannungen und
die erreichten Kraft-Wegkurven ausgegeben worden. Die maximalen Spannungen im Aluminium
betragen 260 MPa. Im Stahl treten größere Spannungen auf, jedoch wird die Zugfestigkeit des
Aluminiumwerkstoffs bereits überschritten, was zum Einleiten von Rissen im Aluminiumwerkstoff

fürte. Abbildung 7-12 zeigt die Spannungsverteilung kurz vor der Risseinleitung im Aluminium-Grundwerkstoff. Mit fortschreitendem Zugweg entsteht unmittelbar nach Erreichen der größten Spannung im Aluminiumblech der Riss am Rand der Fügestelle. Damit ist gezeigt, dass bei der in Abbildung 7-12 untersuchten Fügellengeometrie die Scherspannung kleiner ist als die Spannung am Fügstellenrand. Versagensrelevant und festigkeitsbegrenzend ist hier der Aluminiumgrundwerkstoff.

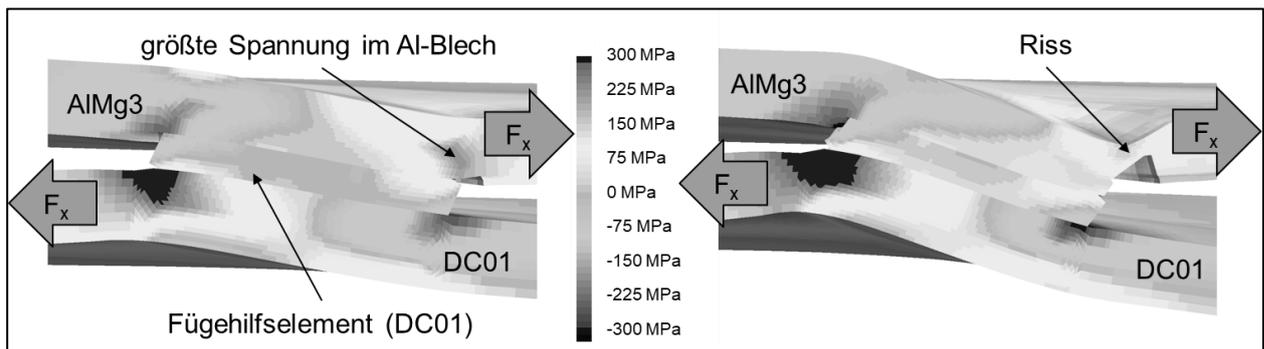
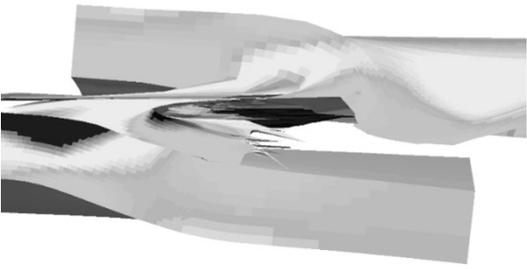
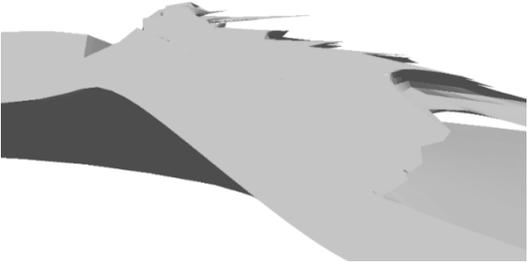
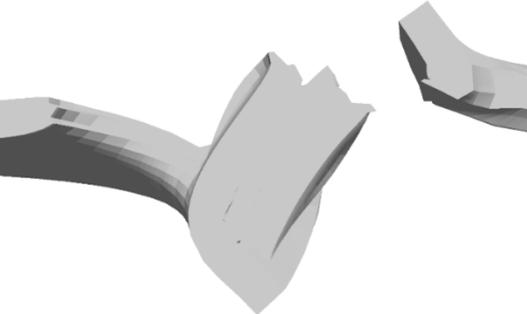


Abbildung 7-12: Spannungen (links) und Risseinleitung (rechts) im Halbschnittmodell der Simulation eines Scherzugversuchs mit Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$

Tabelle 7-2 zeigt das Versagensbild zum Ende der simulierten Belastungen am Beispiel der Aluminiumblechdicke $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$. Es traten in Abhängigkeit der Elementdurchmesser unterschiedliche Versagensarten ein. Bei dem Element mit $d_E = 3,4 \text{ mm}$ entsteht ein Scherbruch mit Dickenbruchanteilen im Aluminiumwerkstoff nahe der Fügeebene zum Fügeelement. Bei dem Element mit $d_E = 5,4 \text{ mm}$ entsteht ein Mischbruch aus Dicken- und Ausknöpfbuch, d. h. im Aluminiumblech entsteht ein Anriss bis etwa zum Halbdurchmesser und durch die Druckspannungen und die daraus resultierende Punktdrehung um die y-Achse kommt es zum Scherbruch im Aluminiumwerkstoff nahe der Fügezone. Das Element mit Durchmesser $d_E = 7,0 \text{ mm}$ hat die größte Anbindungsfläche. Wie beim 5,4 mm-Element kommt es nach dem Anriss im Aluminium zur Punktdrehung, was die Zugspannungen im Stahl soweit erhöht, dass dessen Zugfestigkeit lokal überschritten wird und ein Anriss auch hier eintritt.

Abbildung 7-13 zeigt, wo die in Tabelle 7-2 gezeigten Bruchbilder eintreten und welche Scherzugkräfte erreicht werden würden. Gegenüber Abbildung 7-8 wurde die Blechdickenreduzierung durch das Eindringen des Hilfsfügeelements von $t_p = 0,2 \text{ mm}$ berücksichtigt. Daher wird die Blechdicke t_{Al} von 1,5 mm auf 1,3 mm verkleinert. Der Mischbruch des Elementdurchmessers $d_E = 5,4 \text{ mm}$ liegt dadurch nur noch nahe des kritischen Punktdurchmessers $d_{cr} = 5,1 \text{ mm}$.

Tabelle 7-2: Bruchbilder der simulierten Scherzugversuche; EN AW-5754 oben, DC01 unten

Element	Bruchart
$d_E = 3,4 \text{ mm}$ ($d_W = 3,7 \text{ mm}$)	 Scherbruch mit Dickenbruchanteil
$d_E = 5,4 \text{ mm}$ ($d_W = 5,8 \text{ mm}$)	 Ausknöpfbruch mit Dickenbruchanteil (Mischbruch)
$d_E = 7,0 \text{ mm}$ ($d_W = 7,5 \text{ mm}$)	 Ausknöpfbruch

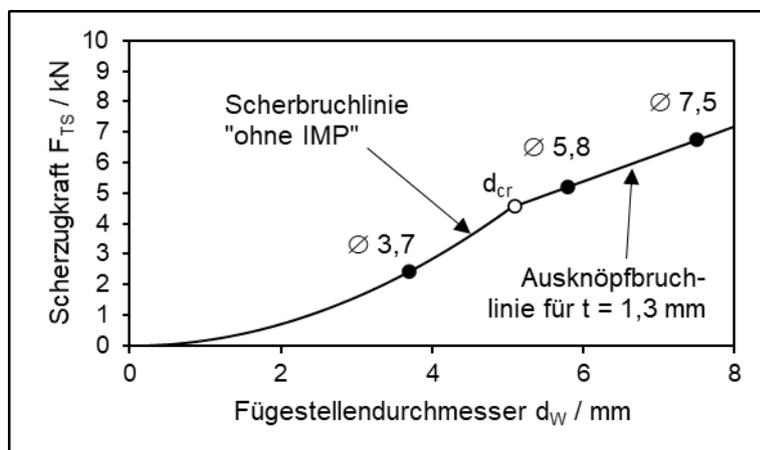


Abbildung 7-13: Theoretische Lage der simulierten Fügstellen bezogen auf Abbildung 7-8

Für die simulierten Scherzugversuche wurden Kraft-Weg-Diagramme ausgegeben. Bei konstanter Al-Blechdicke von $t_{Al} = 1,5$ mm ist in Abbildung 7-14 der Einfluss des Elementdurchmessers erkennbar. Die maximal erreichbaren Kräfte steigen mit größer werdendem Elementdurchmesser an. Jedoch zeigt sich gegenüber Abbildung 5-13 bereits eine Abweichung bezüglich der erreichten maximalen Scherzugkräfte. Hierauf wird in Abschnitt 7.3.4 eingegangen.

Alle Schweißungen mit mittlerem ($d_E = 5,4$ mm) und großem Elementdurchmesser ($d_E = 7,0$ mm) weisen durch den Ausknöpfbruch Restbruchwege auf. Der Scherbruch bei kleinem Element mit Durchmesser $d_E = 3,4$ mm zeigt ein Abfallen der Kraft-Weg-Kurve nach dem Erreichen der Maximalkraft. Abbildung 7-15 zeigt den Einfluss der Aluminiumblechdicke t_{Al} bei konstantem Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm. Je dicker das Blech, desto größer die maximal erreichbaren Scherzugkräfte. Mit den Blechdicken $t_{Al} = 1,0$ und $1,5$ mm werden eine Restbruchwege nach der Risseinleitung erreicht, da Ausknöpfbrüche eintraten. Bei $t_{Al} = 2,0$ und $3,0$ mm sinken die Kraft-Weg-Kurven nach dem Maximum auf Grund von Scherbrüchen schnell auf null ab.

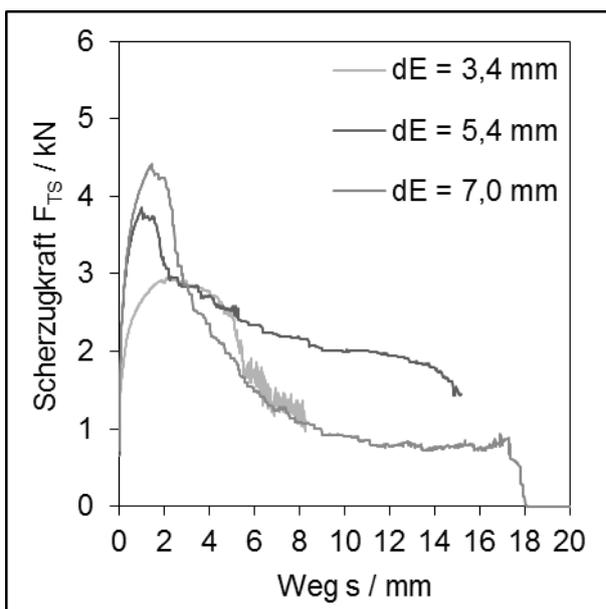


Abbildung 7-14: Simulierte Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Scherzug“ bei Al-Blechdicke $t = 1,5$ mm und unterschiedlichen Elementdurchmessern

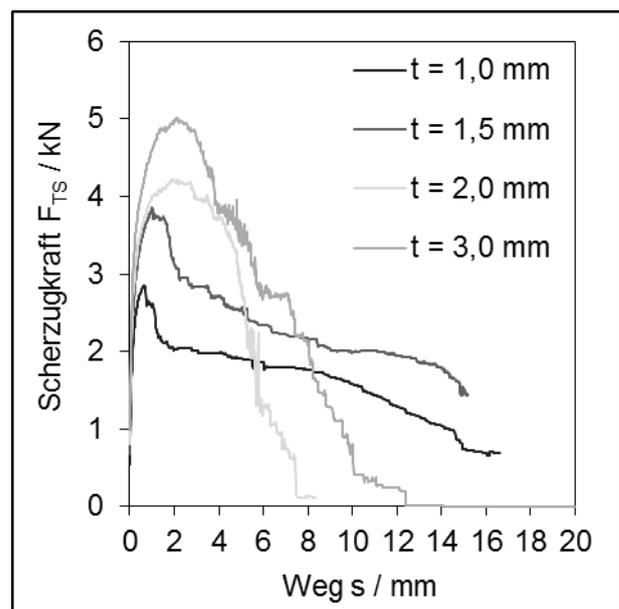


Abbildung 7-15: Simulierte Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Scherzug“ bei Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm und unterschiedlicher Al-Blechdicke

7.3.4 Bewertung des theoretischen Festigkeitsansatz mit Hilfe der Simulation

Die Brucharten aus Tabelle 7-2, die mit der Simulation erreicht werden, zeigen qualitativ, dass der theoretische Ansatz des kritischen Punktdurchmessers als Übergang von Scher- zu Ausknöpfbuch hinreichende Übereinstimmung zeigt. Jedoch sind die in der Simulation erreichten Scherzugkräfte abweichend. Zur Verdeutlichung wurden die maximalen Scherzugkräfte aus Abbildung 7-14 und Abbildung 7-15 in Abbildung 7-16 unter Berücksichtigung der Versagensarten Scherbruch, Ausknöpfbuch und Mischbruch nach Tabelle 7-2 eingetragen. Berücksichtigt wurde in Abbildung 7-16, dass die Blechdicke an der Fügestelle um die Eindringtiefe des Hilfsfügeelements geschwächt wurde. Die Schwächung beträgt $t_p = 0,2$ mm und die Restblechdicke entsprechend $t_{Al} = 1,3$ mm.

Zum Vergleich wurden die Punkte aus Abbildung 7-13 mit den aus der Simulation erhaltenen Scherzugkräften als gefüllte Markierungen in Abbildung 7-16 dargestellt. Die Erwartungswerte aus dem Rechenmodell wurden als gestrichelte Punkte eingefügt.

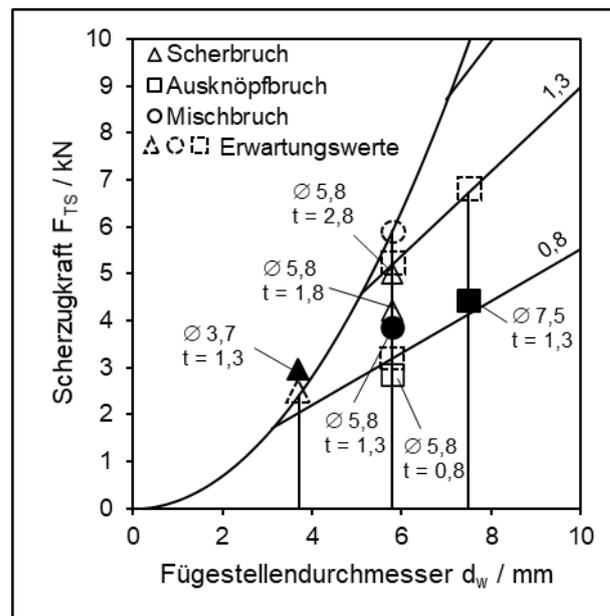


Abbildung 7-16: Brucharten aus der Scherzugsimulation eingetragen in Abbildung 7-8 unter Berücksichtigung der realen Blechdicke

Die Abweichung zwischen Berechnungsmodell und Simulation zeigt Tabelle 7-3. Bezogen auf die reale Al-Blechdicke von $t = 1,3$ mm liegen die Abweichungen beim Scherbruch ($d = 3,7$ mm) bei - 22 %, beim Mischbruch ($d = 5,8$ mm) bei + 26 % und beim Ausknöpfbuch ($d = 7,5$ mm) bei + 34 %. Beim gleichen Fügstellendurchmesser $d_w = 5,8$ mm und unterschiedlicher Blechdicke

an der Fügestelle $t = 1,3 \text{ mm}$, $1,8 \text{ mm}$ und $2,8 \text{ mm}$ sind die Abweichungen umso kleiner je dicker das Blech wird (+34 %, +29 %, +16 %). Beim Ausknöpfbuch des Al-Blechs $t = 0,8 \text{ mm}$ mit Punktdurchmesser $d = 5,8 \text{ mm}$ beträgt die Abweichung +13 %.

Tabelle 7-3: Vergleich der maximalen Scherzugkräfte aus Berechnung und Simulation

Blechdicke t / mm	Fügestellen- durchmesser d_w / mm	Simulation $F_{TS,sim} / \text{kN}$	Berechnung $F_{TS,calc} / \text{kN}$	Abweichung A / kN	Abweichung $A / \%$
1,3	5,8	3,83	5,21	1,38	26%
1,3	3,7	2,95	2,42	-0,53	-22%
1,3	7,5	4,42	6,73	2,31	34%
0,8	5,8	2,85	3,26	0,41	13%
1,8	5,8	4,22	5,94	1,72	29%
2,8	5,8	5,0	5,94	0,94	16%

Es ist festzuhalten, dass Simulation und das von Pouranvari [Pou07] vorgeschlagene Berechnungsmodell hinsichtlich des Versagensverhaltens der Verbindungen übereinstimmt. Die Simulation kommt hinsichtlich der maximalen Scherzugkräfte zu abweichenden Ergebnissen. Da beide gegenübergestellten Methoden Modelle darstellen, wird eine Korrektur des Berechnungsmodells nicht vorgenommen. Die folgende Auswertung der an Schweißproben durchgeführten Scherzugversuche soll hierfür herangezogen werden.

7.4 Scherzugversuche mit IMP

7.4.1 Einteilung der Versagensarten

Die aus der Simulation bekannten Blechdicken und Hilfsfügeelemente wurden in Schweißversuchen zu Scherzugproben geschweißt und quasistatisch bis zum Bruch belastet. In jedem Versuch erfolgte neben den erreichten Festigkeitswerten eine Dokumentation der Versagensarten. Diese wurden nach DVS 2916-1 eingeteilt. Ergänzend wird die Bruchart „I“ für einen Bruch in der IMP eingeführt. Daraus ergeben sich auch neue Formen für Mischbrüche. Die Versagensarten sind in Tabelle 7-4 zusammengefasst. Basis ist die in Abbildung 7-17 gezeigte Situation zu Beginn des Scherzugversuchs (vgl. Abbildung 7-11).

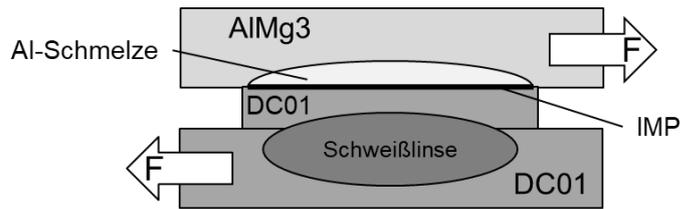


Abbildung 7-17: Schematische Darstellung der Fugestelle im Querschnitt

Tabelle 7-4: Versagensarten der USERP-Verbindung nach dem Scherzugversuch

A - Ausknöpfbrech	D – Dickenbruch im Al-Blech	I - IMP-Brech
AD - Ausknöpfbrech mit Dickenbruchanteil	AI –Anriss im Aluminiumwerkstoff mit folgendem IMP-Brech	ADI - Ausknöpfbrech mit Dickenbruch- und IMP-Brechanteil

Im Folgenden sind die Brüche erklärt:

- A Ein Ausknöpfbrech ist dadurch gekennzeichnet, dass der Bruch vollständig als Plattenbruch im Aluminiumblechwerkstoff bis zur Blechoberseite erfolgt.
- D Ein Dickenbruch ist dadurch gekennzeichnet, dass der Bruch vollständig in oder am Rand der Aluminiumschmelze erfolgt. Die Bruchfläche ist vollständig aluminiumfarbig
- I Der IMP-Brech ist dadurch gekennzeichnet, dass der Bruch vollständig durch die intermetallische Phase erfolgt. Erkennbar ist dies an der grau-blauen Färbung der Bruchfläche.
- AD Der Mischbruch enthält Ausknöpfbrechanteile und Dickenbruchanteile.
- AI Der Mischbruch enthält Ausknöpfbrechanteile und IMP-Brechanteile. Es sind Brüche, die als Anriss im Al-Werkstoff beginnen und dann durch die Punktdrehung in der IMP schlagartig versagen
- DI Der Mischbruch enthält Dickenbruchanteile und IMP-Brechanteile.
- ADI Der Mischbruch enthält Ausknöpfbrechanteile, Dickenbruchanteile und IMP-Brechanteile.

Die Relevanz der eindeutigen Unterscheidung zwischen den Brucharten liegt im notwendigen Rückschluss auf die erreichten Scherzugkräfte. Bei einem Ausknöpfbuch A weist die Grenzfläche zwischen Stahl und Aluminium eine höhere Festigkeit auf als der radial belastete Grundwerkstoff des Aluminiums. Bei einem Dickenbruch weist die Grenzfläche eine höhere Festigkeit auf als der tangential belastete Grundwerkstoff des Aluminiums. Bei einem IMP-Buch weist die Grenzfläche eine geringere Festigkeit als der Aluminiumwerkstoff auf.

7.4.2 Ergebnisse

Abbildung 7-18 zeigt die erreichten maximalen Scherzugkräfte F_{TS} und die Brucharten der mit einem Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm geschweißten Proben bei verschiedenen Widerstandsschweißzeiten t_S . Bis einschließlich $t_S = 0,4$ s werden Dickenbrüche erreicht, ab $t_S = 0,8$ s erfolgen Ausknöpfbüche mit kleineren Anteilen von Dickenbruch und IMP-Buch.

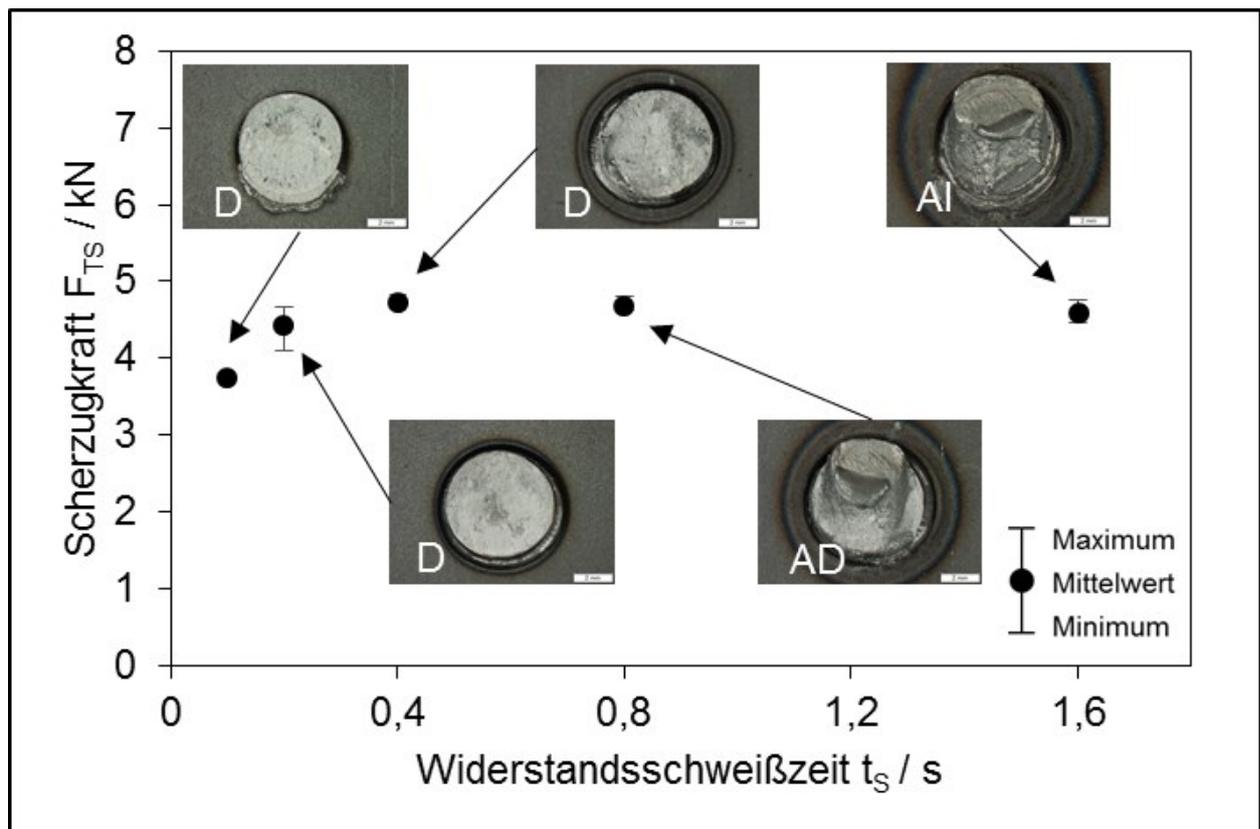


Abbildung 7-18: Maximale Scherzugkräfte und Brucharten der mit Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm und $t_{AI} = 1,5$ mm geschweißten Proben

Abbildung 7-18 zeigt, dass bei 5,4 mm großen Elementen die Einwirkdauer des Widerstandsschweißens bis zu einer Schweißzeit von $t_s = 1,6$ s und den damit einhergehenden IMP zu keiner Minderung der Festigkeit führen. Auch die Versagensbilder zeigen, dass große IMP-Dicken (vgl. Abbildung 5-13) bei diesen Elementen nicht zu IMP-Brüchen führen. Begründet werden kann dies mit einer Minderung der Aluminiumblechdicke infolge des Fließens und der dadurch gesteigerten Spannung in der radialen Membranfläche $A_{m,r}$.

Auch bei Elementdurchmessern von $d_E = 3,4$ mm war zu erkennen, dass die Einwirkdauer des Widerstandsschweißens keinen Abfall der Festigkeit zur Folge hat. Die Scherzugkräfte F_{TS} verbleiben auf gleichem Niveau. Abbildung 7-19 zeigt die Maximalkräfte der Elemente mit $d_E = 3,4$ mm und die dazugehörigen Bruchbilder. Es treten Dickenbrüche, bei längeren Schweißzeiten t_s mit IMP-Anteil, auf. Ausknöpfrüchungen wurden nicht erreicht.

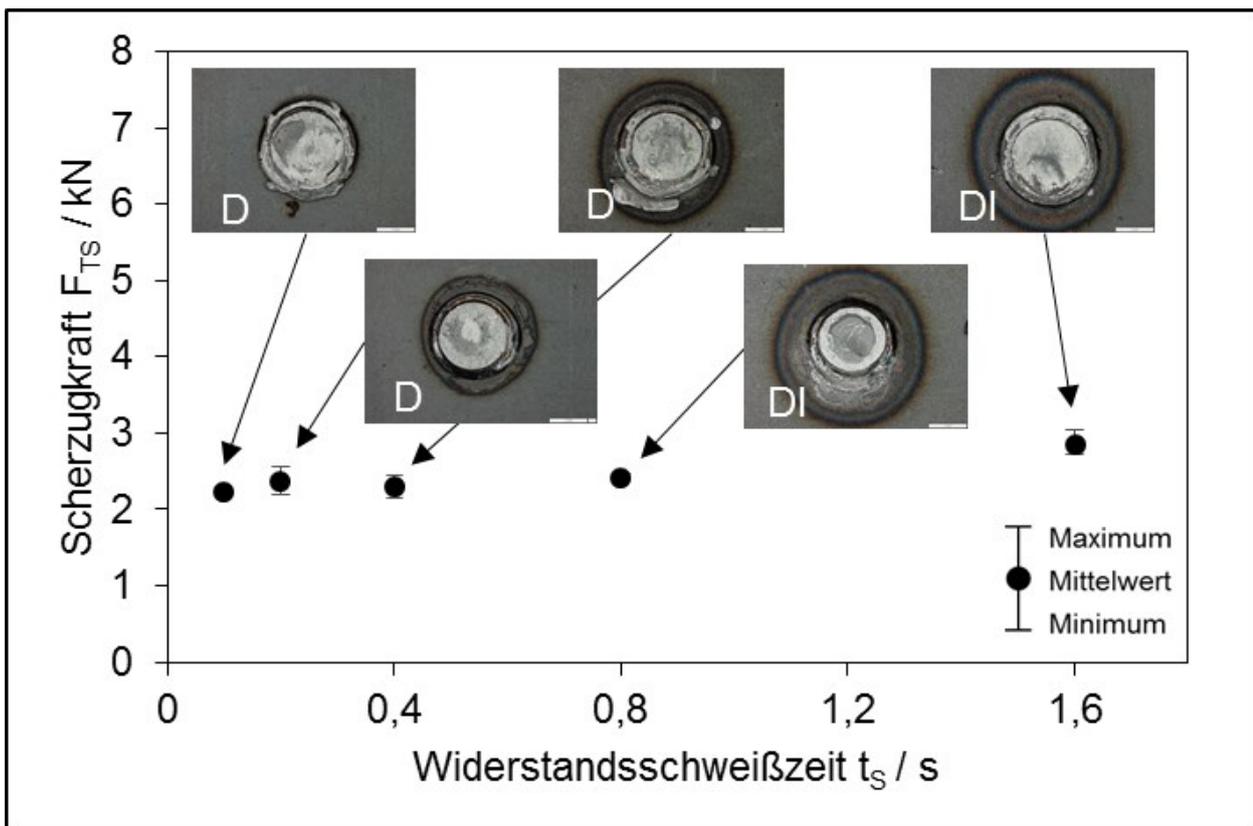


Abbildung 7-19: Maximale Scherzugkräfte und Brucharten der mit Elementdurchmessern $d_E = 3,4$ mm und $t_{Al} = 1,5$ mm geschweißten Proben

Die Elemente des Durchmessers $d_E = 7,0$ mm zeigen ein Maximalkraft- und Bruchverhalten ähnlich den 5,4 mm-Elementen. Die Maximalkraft konnte geringfügig gesteigert werden, die Brucharten sind vergleichbar. Durch die Punktgröße trat bei $t_S = 0,8$ s und 1,6 s ein AI-Bruch ein. Das heißt, im Aluminiumwerkstoff entsteht ein Anriss auf der Zugseite, durch die Punktdrehung kommt es zum IMP-Bruch.

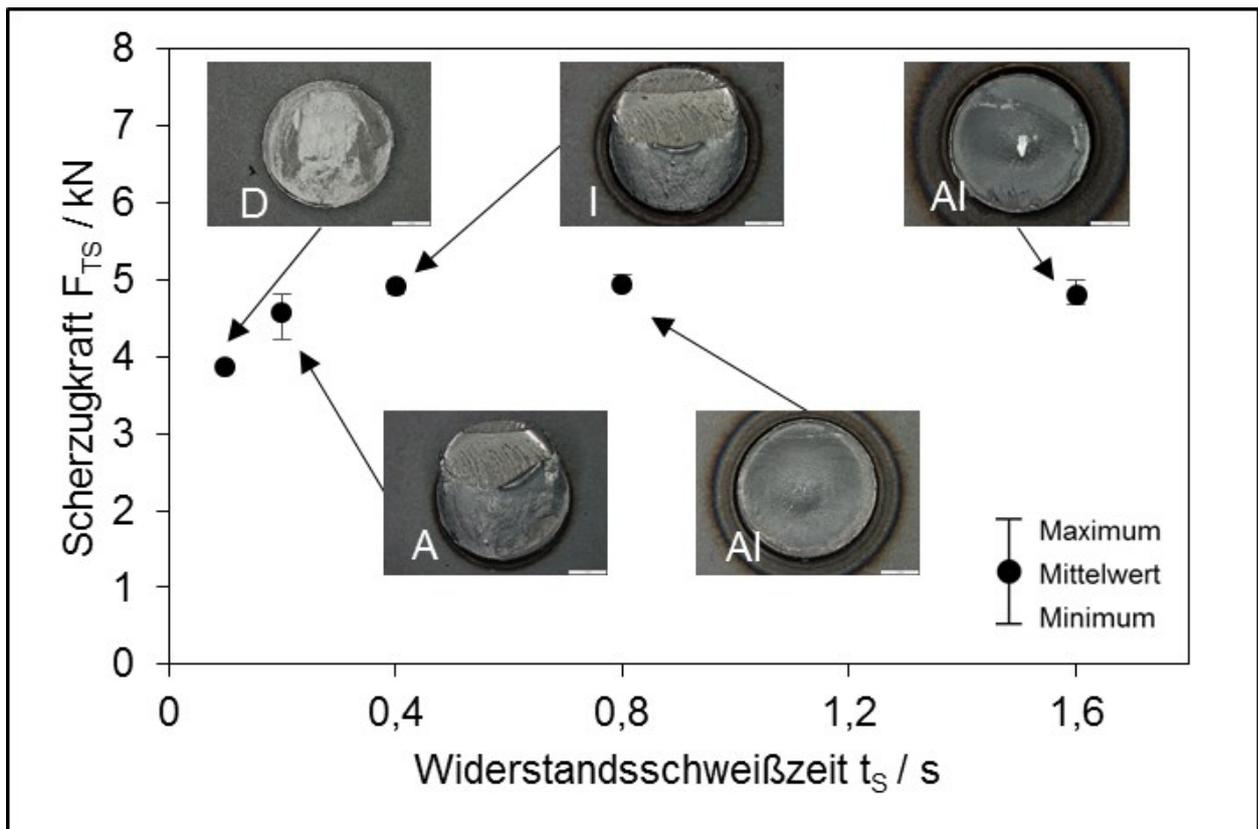


Abbildung 7-20: Maximale Scherzugkräfte F_{TS} und Brucharten der mit Elementdurchmessern $d_E = 7,0$ mm geschweißten Proben

Für weitere Scherzugversuche wurden die Aluminiumbleche in ihren Dicken variiert. Abbildung 7-21 zeigt die erreichten maximalen Scherzugkräfte F_{TS} . Diese werden mit steigender Blechdicke von AlMg3 größer. Es ist erkennbar, dass mit dicker werdendem Aluminiumblech der Maximalwert der Scherzugkraft bei immer größeren Widerstandsschweißzeiten erreicht wird, durch die größere Blechdicke und die damit verbundene Wärmeableitung zurückzuführen ist. Daraus resultiert eine sich verzögert ausbildende Fügezone mit ausreichend großem Durchmesser d_w . Bei den Al-Blechdicken $t_{Al} = 2,0$ mm und 3,0 mm wurden immer Scherbrüche, bei $t_{Al} = 1,0$ mm wurden immer Ausknöpfbrüche beobachtet.

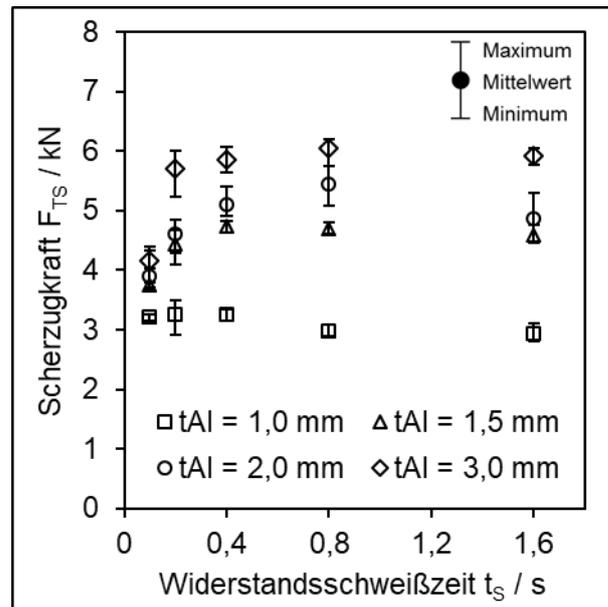


Abbildung 7-21: Maximale Scherzugkraft F_{TS} bei Veränderung der Aluminiumblechdicke

Beispielhafte Kraft-Weg-Kurven der Scherzugkraftmessungen zeigen Abbildung 7-22 und Abbildung 7-23. Es wurden die Kurven der maximalen Scherzugkräfte gewählt. Allen Kurven gemein ist, dass bis zum Erreichen der Maximalwerte ein Kraftanstieg über einige mm Traversenweg der Zugprüfmaschine möglich ist. Dies wird durch die freie Einspannlänge der Proben erreicht. Eine Relativbewegung zwischen Probe und Spannbacke in der Zugprüfmaschine konnte nicht vermieden werden, weshalb die Anstiege der Kurven teilweise verschoben sind. Die Fügezone selbst erfährt während des Scherzugs keine Verformung. Erst bei Erreichen der maximalen Kraft erfolgt bei Scherbrüchen ein schlagartiger Abfall der Kraft-Weg-Kurve, z.B. bei dem Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm in Abbildung 7-22 und den Al-Blechdicken $t_{Al} = 2,0$ mm und 3,0 mm in Abbildung 7-23. Bei Ausknöpfrüchen nimmt der reißen Al-Grundwerkstoff noch weiter Energie auf, es gibt einen Restbruchweg, wie bei Elementdurchmesser $d_E = 7,0$ mm in Abbildung 7-22 und der Al-Blechdicke $t_{Al} = 1,0$ mm in Abbildung 7-23.

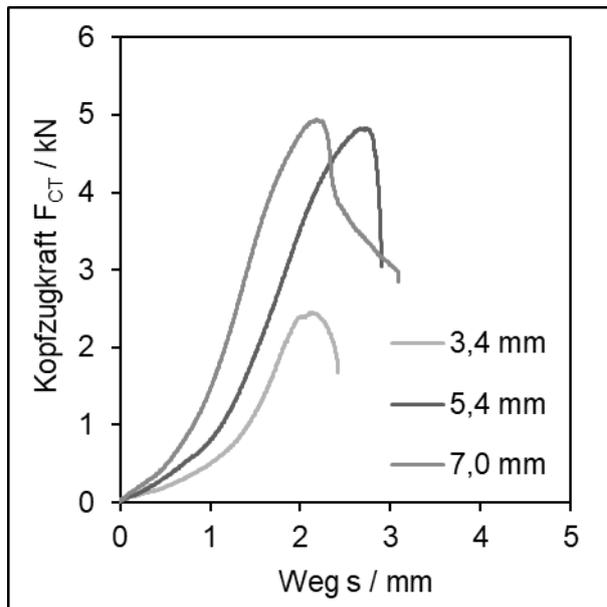


Abbildung 7-22: Reale Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Scherzug“ bei Al-Blechdicke $t = 1,5 \text{ mm}$ und unterschiedlichen Elementdurchmessern bei einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4 \text{ s}$

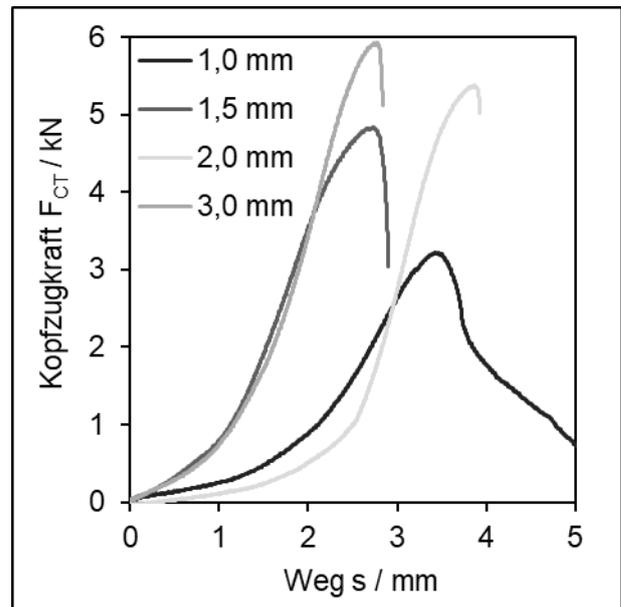


Abbildung 7-23: Reale Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Scherzug“ bei Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ und unterschiedlicher Al-Blechdicke bei einer Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4 \text{ s}$

7.4.3 Bewertung des theoretischen Festigkeitsansatzes mit realen Versuchen

Die aus den Experimenten ermittelten Scherzugkräfte wurden in Abhängigkeit der in den Schliffbildern gemessenen Fügstellendurchmessern d_w (gleich dem Durchmesser der IMP) in das Diagramm des kritischen Punktdurchmessers eingetragen. Die aus Abbildung 7-8 bekannten Kurven der IMP-behafteten Fügezonen wurde zur Wahrung der Übersichtlichkeit nicht eingezeichnet, obwohl die Fügstellen IMP-behaftet sind. Abbildung 7-24 stellt die Ergebnisse gleicher Blechdicken $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$ bei unterschiedlichen Elementdurchmessern d_E dar. Erkennbar ist, dass mit dem Elementdurchmesser $d_E = 3,4 \text{ mm}$ deutlich höhere Scherzugkräfte erreicht wurden, als im Modell prognostiziert. Die Abweichungen der Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ und $7,0 \text{ mm}$ sind im Diagramm rechtsverschoben. Abbildung 7-25 zeigt die Ergebnisse gleichen Elementdurchmessers $d_E = 5,4 \text{ mm}$ mit unterschiedlichen Aluminiumblechdicken t_{Al} . Auch hier werden bei kleinen Fügstellendurchmessern deutlich größere Scherzugkräfte als erwartet erreicht. Auf eine vergleichende Tabelle wird verzichtet, da die IMP bisher nicht betrachtet wurde.

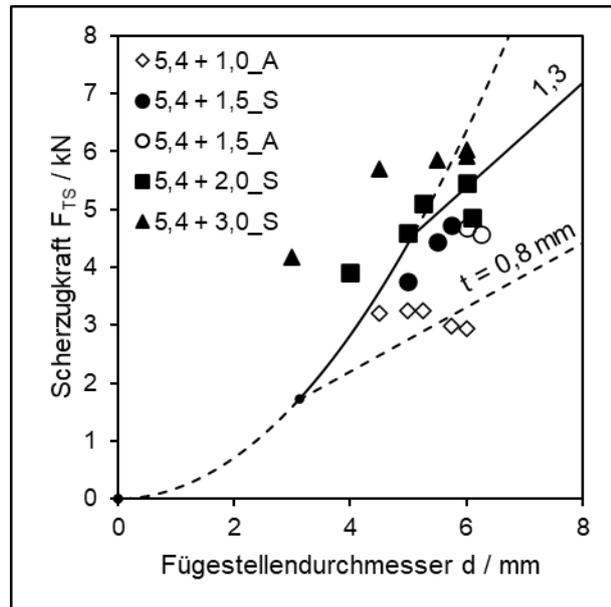
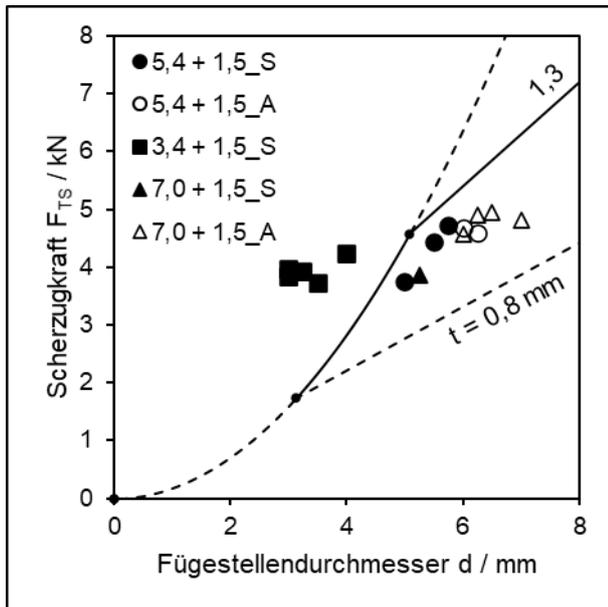


Abbildung 7-24: Schweißversuche gleicher Blechdicke im Modell des kritischen Punktdurchmessers

Abbildung 7-25: Schweißversuche gleichen Elementdurchmessers im Modell des kritischen Punktdurchmessers

Zur Gegenüberstellung der theoretischen und experimentell erreichten Scherzugkräfte muss die IMP-Festigkeit und die Festigkeit der Aluminiumschmelze berücksichtigt werden. Abbildung 7-26 zeigt für die Fügeelement-Blechdicken-Kombination $d_E = 5,4$ mm und $t_{Al} = 1,5$ mm die Festigkeit der Fügeebene und die kritischen Punktdurchmesser in Abhängigkeit der IMP-Dicke. Darüber hinaus wird gezeigt, dass der kritischen Punktdurchmesser der Aluminiumschmelze $d_{cr,Al}$ und der kritische Punktdurchmesser einer IMP-Fügezone mit IMP-Dicke $t_{IMP} = 8$ μ m zusammenfallen. Wird die IMP-Schichtdicke kleiner als 8 μ m, sinkt theoretisch der kritische Punktdurchmesser, da die Fügezonenfestigkeit steigt. Praktisch kann diese jedoch nie höher liegen als die Festigkeit der Aluminiumschmelze τ_{Al} . Das bedeutet, die Festigkeit der Aluminiumschmelze ist limitierend für die Festigkeit und den kritischen Punktdurchmesser. Bei Scherzugbelastung entstehen Dickenbrüche als Folge der Festigkeit der Aluminiumschmelze. Es können erst Ausknöpfbrüche entstehen, wenn der kritische Punktdurchmesser der Aluminiumschmelze überschritten ist. Wird die IMP-Schichtdicke größer als 8 μ m, steigt der kritische Punktdurchmesser an, da die Fügezonenfestigkeit abnimmt. Weil diese unter die Festigkeit der Aluminiumschmelze abfällt, resultieren Scherbrüche in der Fügezone. Praktisch treten in diesem Bereich Mischbrüche mit Dickenbruch- und IMP-Anteilen auf (vgl. Abbildung 7-18, Schweißzeit $t_S = 0,8$ und 1,6 s).

Abbildung 7-27 zeigt, wie die experimentell erreichten Fügstellendurchmesser in Relation zu den kritischen Punktdurchmessern $d_{cr,Al}$ und $d_{cr,IMP}$ liegen. Im Bereich der IMP-Dicken von 8 μm bis 13 μm liegen die experimentell ermittelten Fügstellendurchmesser sehr nahe an den kritischen Punktdurchmessern, weshalb hier Mischbrüche entstehen. Im Bereich kleinerer IMP (2 μm bis 3 μm) liegen die erreichten Durchmesser über den kritischen Punktdurchmessern, hier ist die Festigkeit der Aluminiumschmelze limitierend und es entstehen Dickenbrüche.

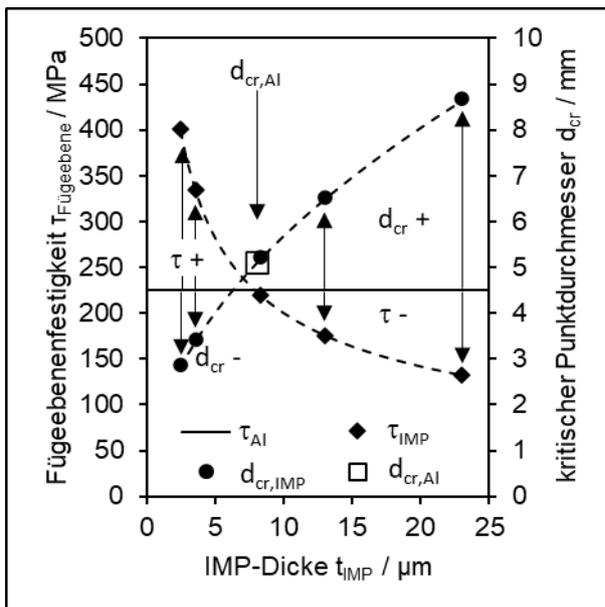


Abbildung 7-26: Berechnete Fügeebenenfestigkeit nach Abbildung 6-5 für die experimentellen Untersuchungen mit $d_E = 5,4 \text{ mm}$, $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$

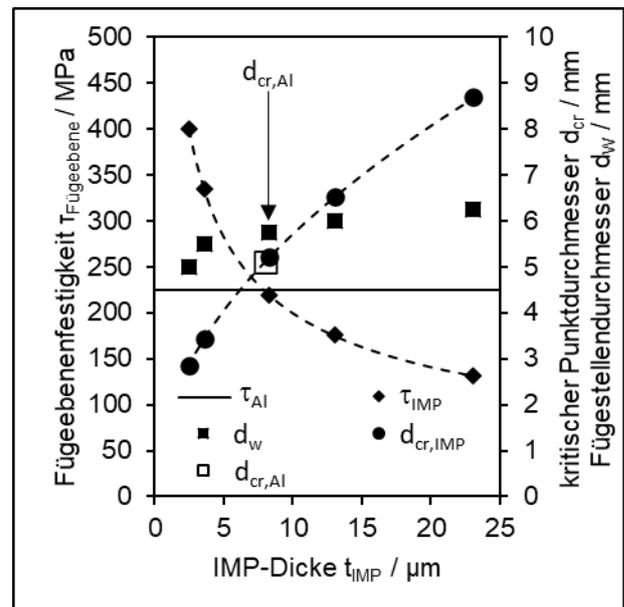


Abbildung 7-27: Ergänzung von Abbildung 7-26 um den experimentell ermittelten Fügstellendurchmesser d_w

Abbildung 7-26 berücksichtigt die Fügeebenenfestigkeit τ als Kriterium zur Beschreibung der Fügstellenfestigkeit. Tatsächlich muss bei der Betrachtung der zu übertragenden Kräfte das geometrische Gesamtsystem analysiert werden, um die erreichbaren Scherzugkräfte berechnen zu können.

Berechnung der Scherzugkräfte bei Scherbruch in der Aluminiumschmelze:

$$F_{TS,S_{Al}} = \frac{\pi}{4} \cdot d_w^2 \cdot 220 \text{ MPa}$$

Gleichung 7-14

Berechnung der Scherzugkräfte bei Ausknöpfungbruch im Aluminiumgrundwerkstoff:

$$F_{TS,A_Al} = \pi \cdot d_W \cdot 225 \text{ MPa} \quad \text{Gleichung 7-15}$$

Berechnung der Scherzugkräfte bei Scherbruch der IMP-Fügezone:

$$F_{TS,S_IMP} = \frac{\pi}{4} \cdot d_W^2 \cdot 20 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \cdot t_{IMP}^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 7-16}$$

Gleichung 7-14, Gleichung 7-15 und Gleichung 7-16 wurden entsprechend der in den Experimenten ermittelten IMP-Dicken in Abbildung 7-28 und Abbildung 7-29 eingezeichnet. Die Diagramme unterscheiden sich nur bei der Wahl der gewählten Größe auf der Abszisse. Mit „min“ wurden die versagensrelevante Rechenwerte verbunden. Die so verbundenen Werte verdeutlichen, dass derjenige Bereich der punktförmigen Verbindung versagt, welcher die geringsten Lasten aufnehmen kann. Qualitativ werden mit den theoretischen Berechnungen die experimentellen Scherzugkräfte hinreichend abgebildet. Die Ergebnisse unterscheiden sich durchgehend um etwa 0,6 kN.

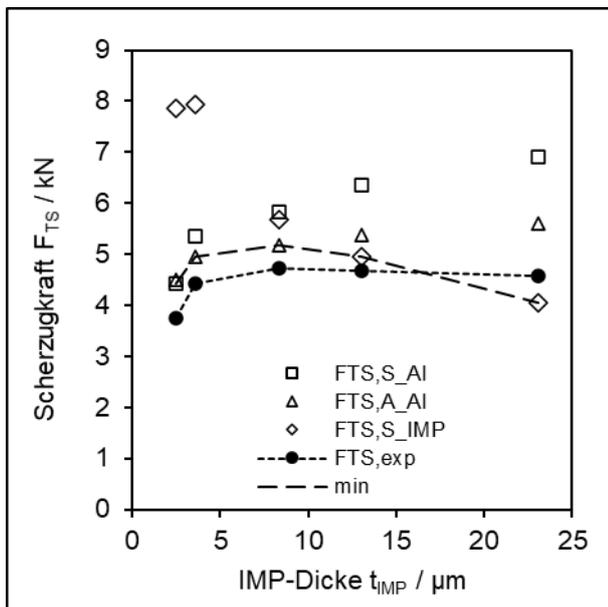


Abbildung 7-28: Berechnete Scherzugkräfte im Vergleich mit experimentellen Ergebnissen mit $d_E = 5,4 \text{ mm}$, $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$ in Abhängigkeit der IMP-Dicke

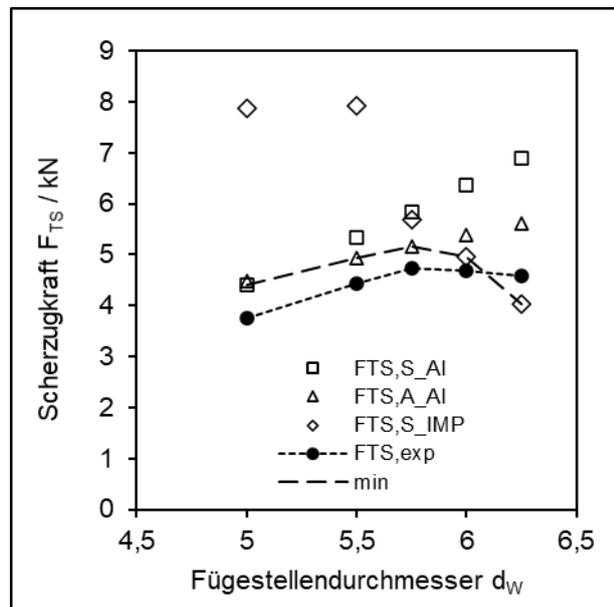


Abbildung 7-29: Berechnete Scherzugkräfte im Vergleich mit experimentellen Ergebnissen mit $d_E = 5,4 \text{ mm}$, $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$ in Abhängigkeit des Fügstellendurchmessers

Diese Herangehensweise wurde für alle Experimente wiederholt. Neben sehr guten Übereinstimmungen traten auch erhebliche Abweichungen auf. Es wurden zur Berücksichtigung von geometrischen Einflüssen ein Verhältnis R zwischen theoretischer Scherzugkraft und experimentell ermittelter Scherzugkraft berechnet.

$$R = \frac{F_{TS,exp}}{F_{TS,ber}} \quad \text{Gleichung 7-17}$$

Unabhängig von der Blechdicke und von der Bruchart konnte eine Fit-Funktion gefunden werden, die das Verhältnis zwischen theoretischem Modell und den Schweißversuchen abhängig vom Fügstellendurchmesser darstellt.

Wie in Abbildung 7-30 zeigt, muss je kleiner die Fügestelle ist, das Modell stärker angepasst werden.

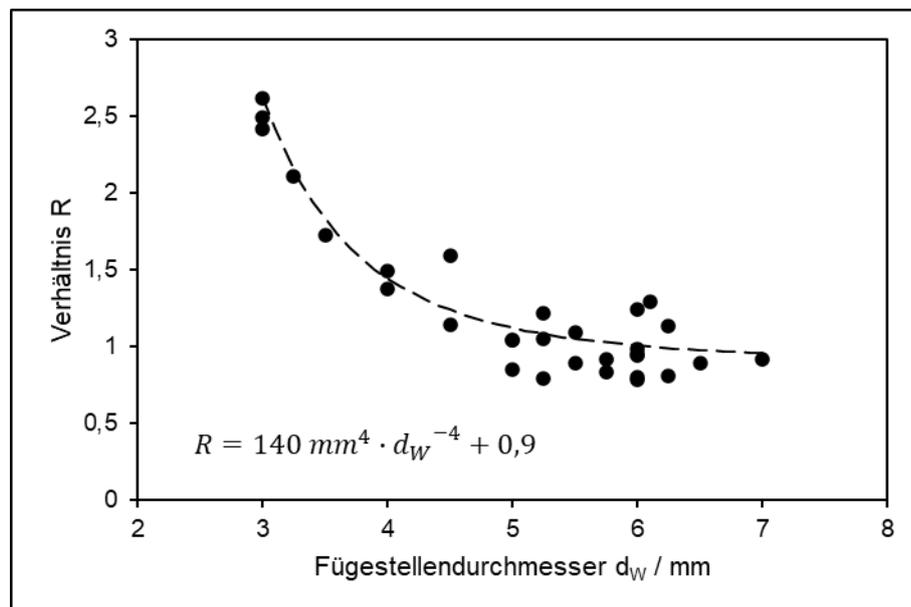


Abbildung 7-30: Verhältnis R zwischen berechneter und experimenteller Scherzugkraft in Abhängigkeit des Fügstellendurchmessers d_w mit Fitfunktion

Das Verhältnis R wird als Korrekturfaktor bei der Berechnung der Scherzugkräfte berücksichtigt:

$$R = 140 \text{ mm}^4 \cdot d_w^{-4} + 0,9 \quad \text{Gleichung 7-18}$$

Hieraus folgen die angepassten Formeln (vgl. Gleichung 7-14, Gleichung 7-15, Gleichung 7-16):

Berechnung der Scherzugkräfte bei Scherbruch in der Aluminiumschmelze:

$$F_{TS,S_Al} = R \cdot \frac{\pi}{4} \cdot d_w^2 \cdot 220 \text{ MPa} \quad \text{Gleichung 7-19}$$

Berechnung der Scherzugkräfte bei Ausknöpfbruch im Aluminiumgrundwerkstoff:

$$F_{TS,A_Al} = R \cdot \pi \cdot d_w \cdot 225 \text{ MPa} \quad \text{Gleichung 7-20}$$

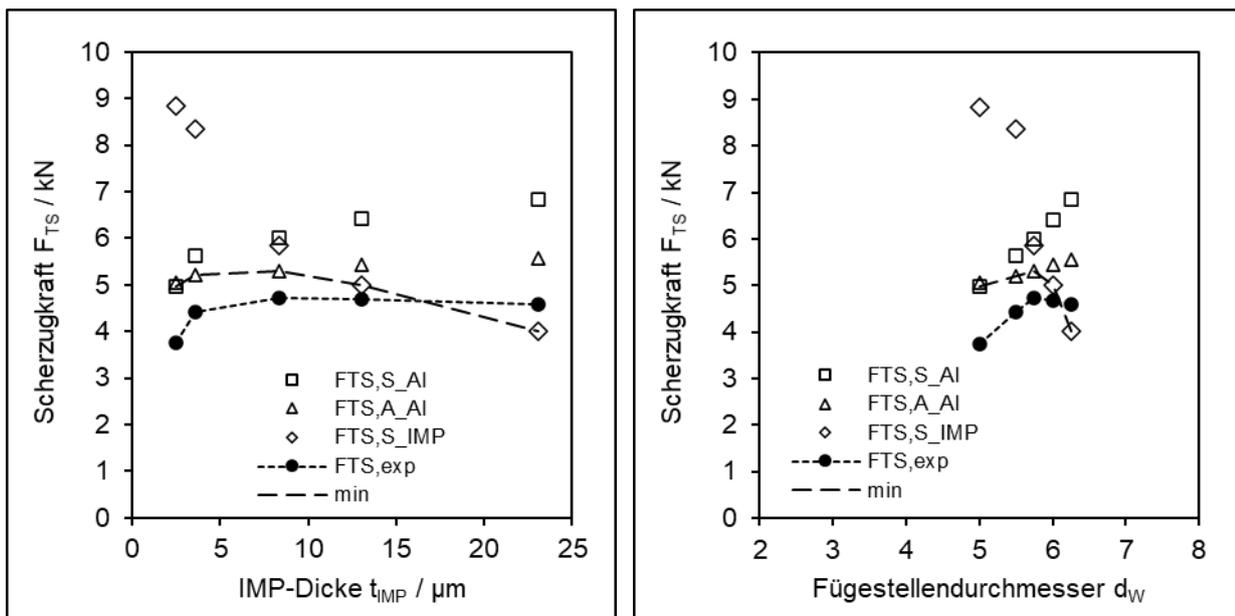
Berechnung der Scherzugkräfte bei Scherbruch der IMP-Fügezone:

$$F_{TS,S_IMP} = R \cdot \frac{\pi}{4} \cdot d_w^2 \cdot 20 \frac{N}{mm^2} \cdot t_{IMP}^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 7-21}$$

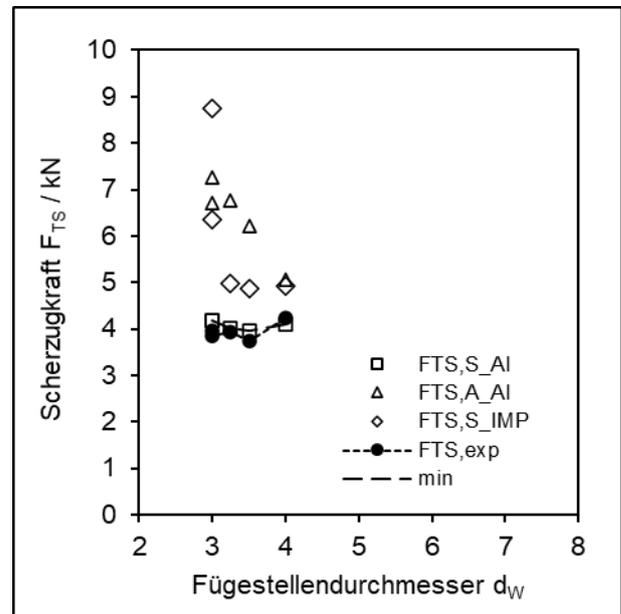
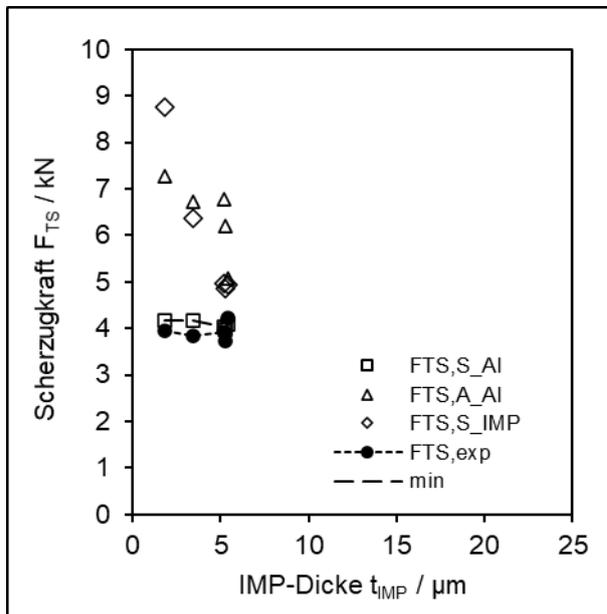
Tabelle 7-5 zeigt die berechneten Scherzugkräfte nach Gleichung 7-14, Gleichung 7-15 und Gleichung 7-16 und die aus den Scherzugversuchen ermittelten Scherzugkräfte analog zu der Auswertung nach Abbildung 7-28 und Abbildung 7-29 mit Berücksichtigung von Abbildung 7-30. Die Werte zeigen Abweichungen von bis zu 30 %. Dargestellt ist die Abweichung durch nochmalige Berechnung des Verhältnisses R in Abbildung 7-31.

Tabelle 7-5: *Berechnete und experimentell ermittelte Scherzugkräfte aller untersuchten Kombinationen im Überblick*

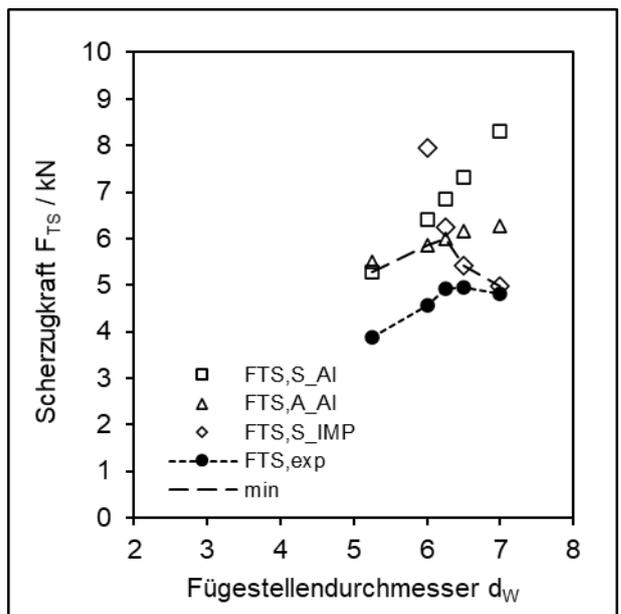
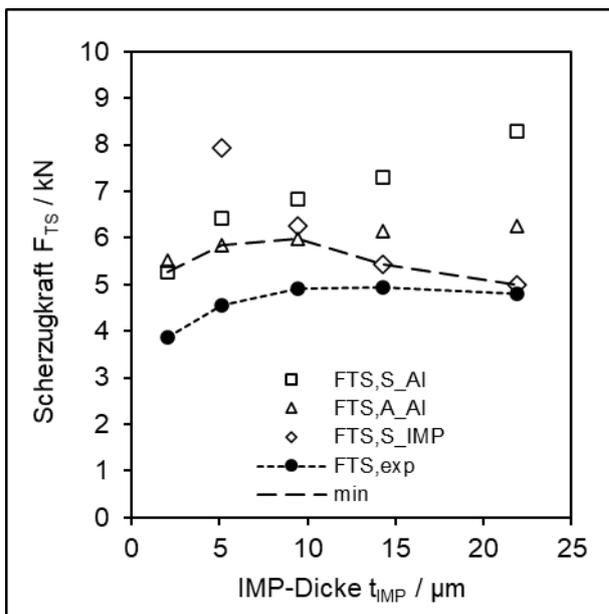
Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ und Al-Blechdicke $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$:



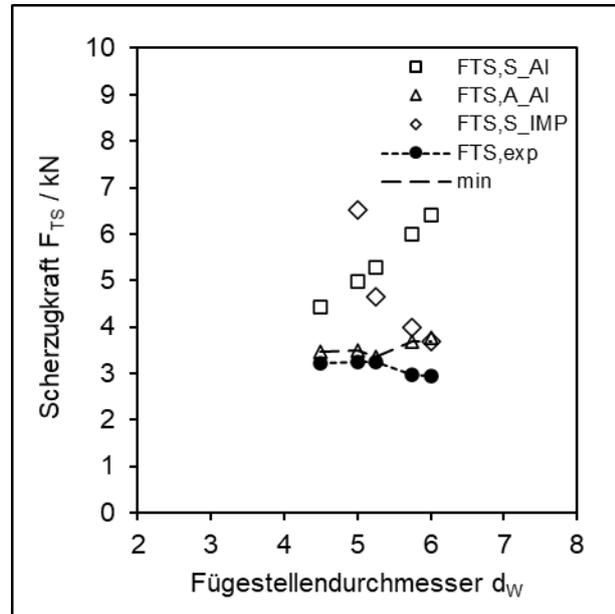
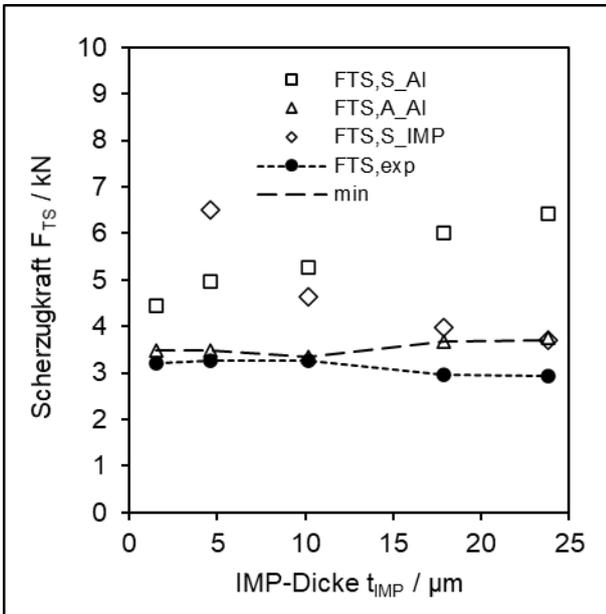
Elementdurchmesser $d_E = 3,4$ mm und Al-Blechdicke $t_{Al} = 1,5$ mm:



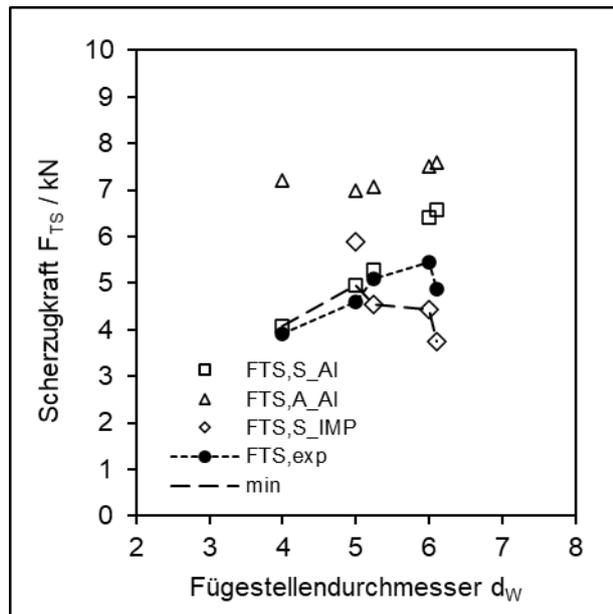
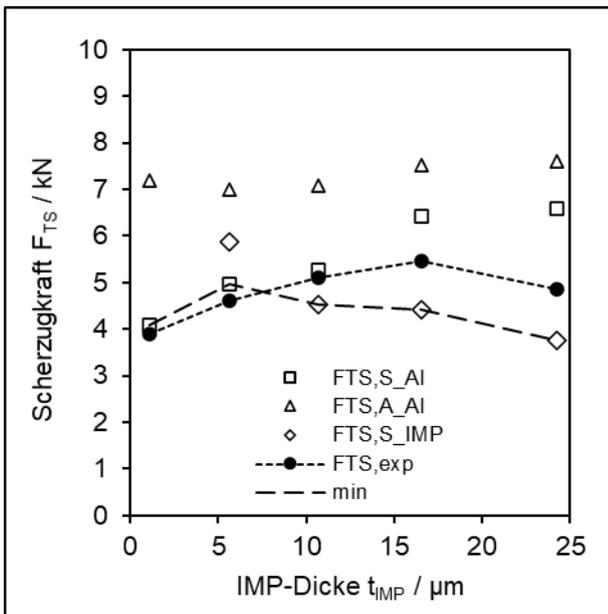
Elementdurchmesser $d_E = 7,0$ mm und Al-Blechdicke $t_{Al} = 1,5$ mm:



Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm und Al-Blechdicke $t_{Al} = 1,0$ mm:



Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm und Al-Blechdicke $t_{Al} = 2,0$ mm:



Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm und Al-Blechdicke $t_{Al} = 3,0$ mm:

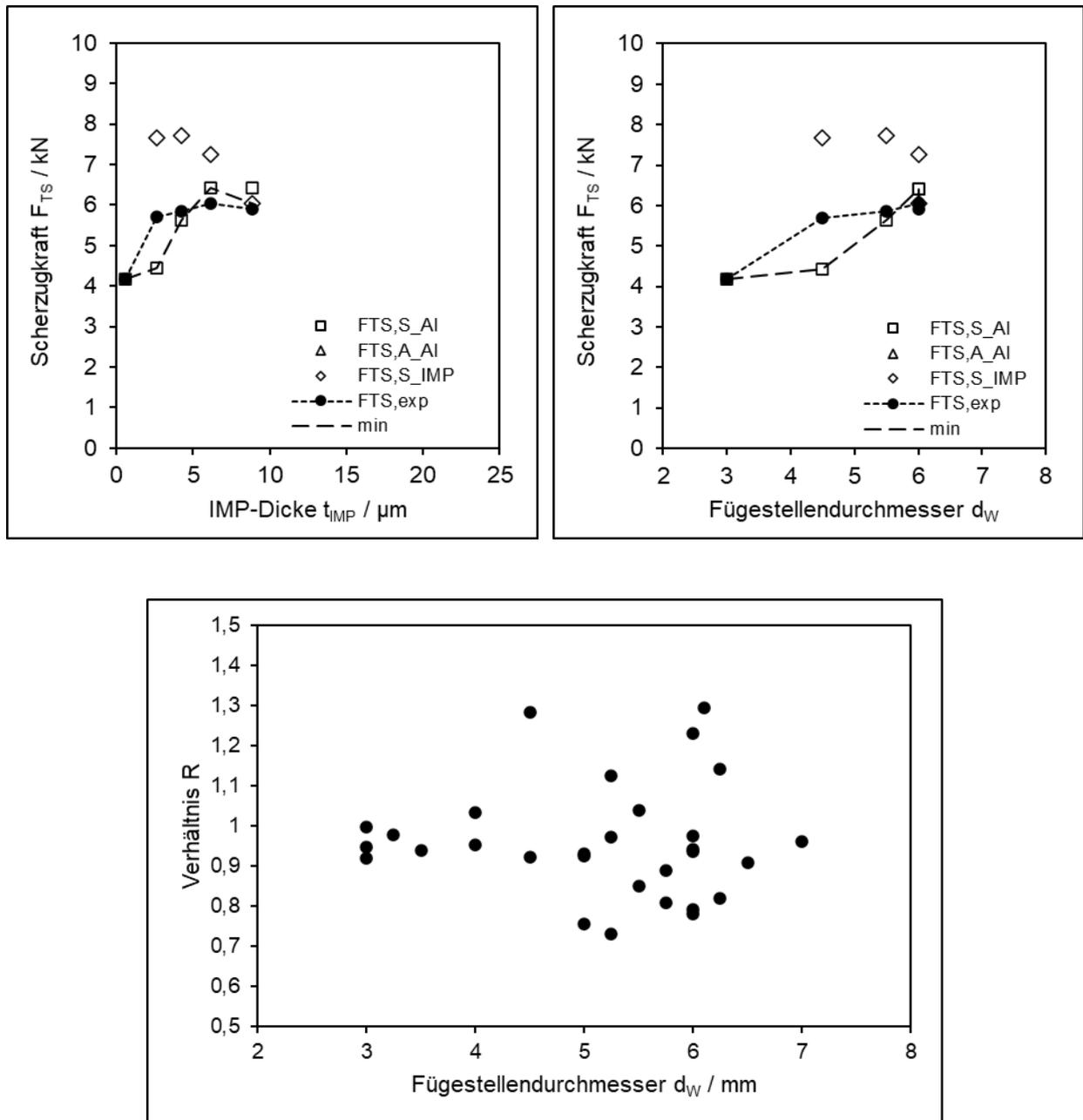


Abbildung 7-31: Verhältnis R zwischen angepasster berechneter und experimenteller Scherzugkraft in Abhängigkeit des Fügstellendurchmessers d_W

7.5 Zusammenfassung zum Lastfall Scherzug

Theoretische, modellierte und experimentelle Untersuchungen zeigen, dass der kritische Punktdurchmesser nach Pouranvari [Pou07] ein Instrument ist, die Bruchart bei Stahl-Aluminium-Mischverbindungen zu prognostizieren. Hierzu ist es notwendig, die Materialkennwerte an der Fügestelle zu kennen. Der kritische Punktdurchmesser d_{cr} kann nach Gleichung 7-22 berechnet werden. Die Ergebnisse und daraus gewonnenen Erkenntnisse zeigen, dass die Normalspannungshypothese für die Verbindung heranzuziehen ist, um von Zug- auf Schubspannungen umzurechnen.

$$d_{cr} = 4 \cdot t_{Al} \cdot \frac{\sigma_{Al}}{\tau_{Fügeebene}} \quad \text{Gleichung 7-22}$$

Die Schubspannung τ in der Fügeebene bei Verbindungen mit IMP wurde mit Hilfe einer Sonderzugprobe ermittelt. Es wurde festgestellt, dass die Festigkeit der IMP in einem Zusammenhang mit der maximalen IMP-Dicke t_{IMP} steht, siehe Gleichung 7-23.

$$\tau_{IMP} = \sigma_{IMP} = 20 \frac{N}{mm^2} \cdot t_{IMP}^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Gleichung 7-23}$$

Je größer die IMP, desto kleiner die Festigkeit der Fügestelle. Ab einer IMP-Dicke von etwa $t_{IMP} = 8 \mu m$ sinkt die Festigkeit der Fügezone mit IMP unter den Festigkeitswert der Aluminiumschmelze. Der kritische Punktdurchmesser wird größer. Werden Verbindungen geschweißt, die kleiner sind als der kritische Punktdurchmesser, treten Scherbrüche in der Fügeebene auf; werden größere Punkte erzeugt, treten Ausknöpfbrüche im Aluminiumblech ein.

Ein zu beachtender Sonderfall ist, wenn der kritische Punktdurchmesser zwar überschritten ist, jedoch die IMP kleiner als $t_{IMP} = 8 \mu m$ ist. Hier treten Scherbrüche in der Aluminiumschmelze ein. Es ist notwendig, einen doppelten Nachweis zu führen. Zum einen IMP gegen Al-Grundwerkstoff, zum anderen Al-Schmelze gegen Al-Grundwerkstoff. Dieser Rechenweg bleibt jedoch vernachlässigbar, wenn die IMP-Dicke $t_{IMP} 8 \mu m$ nicht übersteigt. Die Ausbildung der IMP ist vom Temperaturverlauf in der Fügezone abhängig. Dies ist über die Schweißparameter einstellbar. Die Prozesssimulation liefert Werte, womit die IMP-Dicke t_{IMP} mit Gleichung 5-18 berechenbar ist.

$$t_{IMP} = \sqrt{1 \cdot 10^7 \frac{m^2}{s} \cdot e^{\frac{-280000 \frac{J}{mol}}{8,3145 \frac{kg \cdot m^2}{s^2 \cdot mol \cdot K} \cdot T}} \cdot t} \quad \text{entspricht Gleichung 5-18}$$

Bei IMP-Dicken $t_{IMP} < 8 \mu m$ genügt es, ausschließlich die Festigkeiten des Aluminiumgrundwerkstoffs und der Aluminiumschmelze in die Berechnungen einfließen zu lassen.

Die Berechnung der Scherzugkraft – mit oder ohne IMP – erfolgt mit folgenden Formeln:

Für Scherbruch:

$$F_{TS,S} = R \cdot \tau_{FE} \cdot \frac{\pi}{4} d_w^2 \quad \text{Gleichung 7-24}$$

$F_{TS,S}$ Scherversagenskraft

τ_{FE} Scherspannung in der Fügeebene

R Korrekturwert nach Gleichung 7-18

Für Ausknöpfbruch:

$$F_{TS,A} = R \cdot \sigma_{GW} \cdot \pi \cdot d \cdot t \quad \text{Gleichung 7-25}$$

$F_{TS,A}$ Ausknöpfversagenskraft

σ_{GW} Zugfestigkeit Grundwerkstoff (HAZ)

R Korrekturwert nach Gleichung 7-18

Der Korrekturwert R ist nur vom Fügestellendurchmesser abhängig:

$$R = 140 \cdot d_w^{-4} + 0,9 \quad \text{entspricht Gleichung 7-18}$$

8 Festigkeitsbetrachtungen beim Lastfall Kopfzug

8.1 Berechnung der theoretischen Fügstellenfestigkeit bei Kopfzug

Für den Kopfzug gibt es aus der Literatur keine Empfehlung Scherbruch und Ausknöpfung rechnerisch zu unterscheiden. Chao [Cha03a] gibt mit seinem aus Polarkoordinaten um die Fügstellen abgeleiteten Rechenansatz nach Abbildung 2-27 an, die Kopfzugkraft sei

$$F_{CT} = t \cdot d_w \cdot \tau_{max} \quad \text{Gleichung 2-19}$$

In Abbildung 8-1 ist Gleichung 2-19 grafisch dargestellt. Die Kopfzugkräfte steigen mit größer werdendem Fügstellendurchmesser linear an und werden mit steigender Blechdicke größer. Die maximale Scherspannung τ_{max} wurde wie bei dem Lastfall Scherzug mit 220 MPa angenommen.

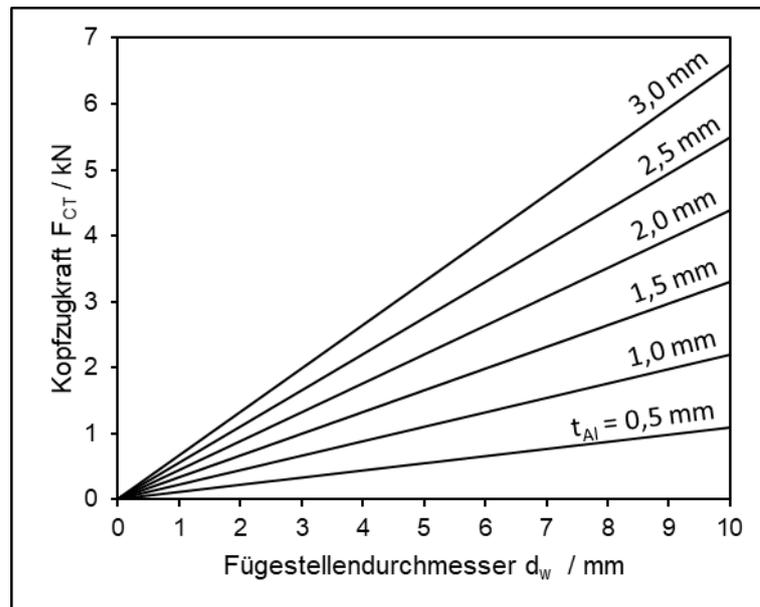


Abbildung 8-1: Kopfzugkraft F_{CT} nach Gleichung 2-19 in Abhängigkeit von Fügstellendurchmesser d_w und Al-Blechdicke t_{Al}

8.2 Simulation der Fugestelle ohne IMP

Die Fugestellengeometrien für den Kopfzug wurden vom Scherzug übernommen. Abbildung 8-2 zeigt die höchsten Spannungen während der Kopfzugversuch-Simulation. Auch hier wurden maximale Spannungen von 260 MPa angezeigt. Der Spannungsverlauf war für alle untersuchten Elementdurchmesser $d_E = 3,4 \text{ mm}$, $5,4 \text{ mm}$ und $7,0 \text{ mm}$ vergleichbar. Der Spannungsverlauf durch das Al-Blech ausgehend vom Rand des Fügeelements bis zu Blechoberfläche deutet den Rissverlauf an.

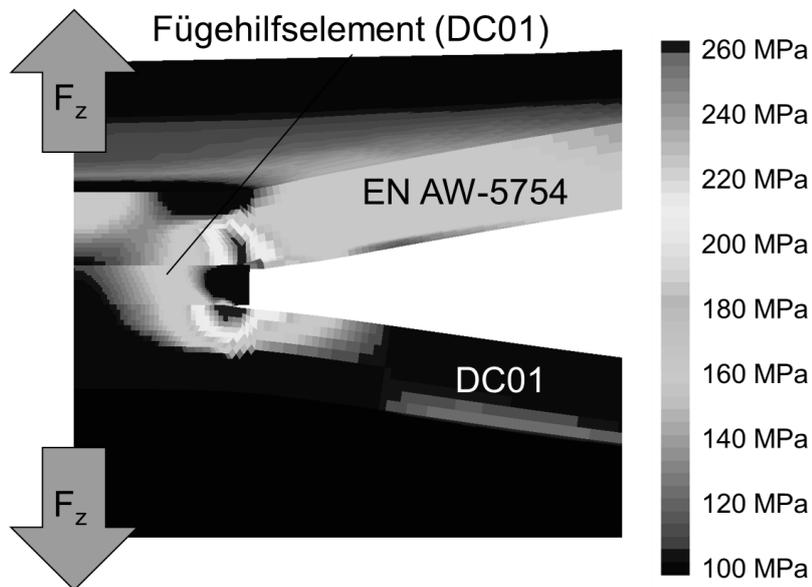
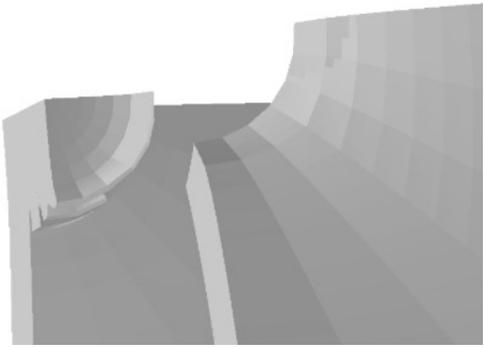
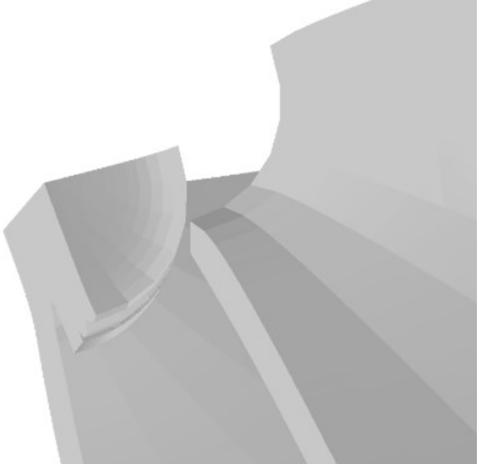


Abbildung 8-2: Spannungen im Halbschnittmodell der Simulation eines Kopfzugversuchs mit Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$

Alle untersuchten Elemente zeigten als Bruchbild einen Ausknöpfbuch, siehe Tabelle 8-1. Somit ist die Bruchart unabhängig vom Fugestellendurchmesser, wenn die Fugestelle ohne IMP betrachtet wird.

Tabelle 8-1: Bruchbilder der simulierten Kopfzugversuche EN AW-5754 oben, DC01 unten

Element	Bruchart
$d_E = 3,4 \text{ mm}$	 <p data-bbox="799 801 1002 837">Ausknöpfruch</p>
$d_E = 5,4 \text{ mm}$	 <p data-bbox="799 1361 1002 1397">Ausknöpfruch</p>
$d_E = 7,0 \text{ mm}$	 <p data-bbox="799 1921 1002 1957">Ausknöpfruch</p>

Die Kraft-Verlängerungskurven aus den Kopfzugversuchen zeigen Abbildung 8-3 und Abbildung 8-4. Die elementdurchmesserabhängigen Kraft-Weg-Kurven in Abbildung 8-3 deuten darauf hin, dass hinsichtlich erreichbarer Maximalkräfte $F_{CT,max}$ ein Zusammenhang besteht. Je größer der Elementdurchmesser d_E , desto länger besteht ein linearer Zusammenhang zwischen erreichbarer Kopfzugkraft F_{CT} und zurückgelegtem Weg s . Mit größerer Aluminiumblechdicke steigt die Kopfzugkraft je mm Blechdicke stärker an, was in Abbildung 8-4 dargestellt ist. Je dicker das Aluminiumblech, desto größer sind die erreichbare Kopfzugkraft $F_{CT,max}$.

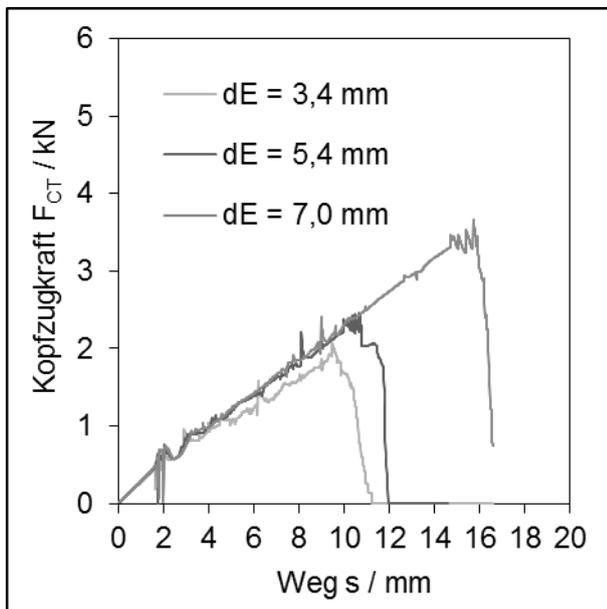


Abbildung 8-3: Simulierte Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Kopfzug“ bei Al-Blechdicke $t = 1,5$ mm und unterschiedlichen Elementdurchmessern

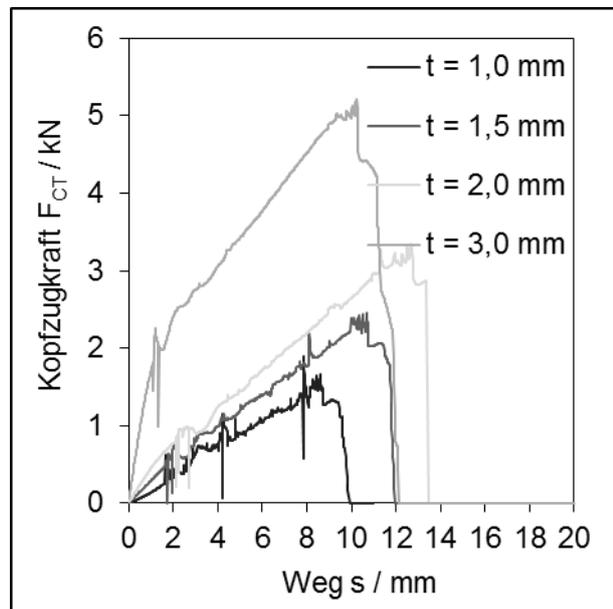


Abbildung 8-4: Simulierte Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Kopfzug“ bei Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm und unterschiedlicher Al-Blechdicke

Die Ergebnisse aus der Simulation wurden in das Modell von Chao eingetragen. Wie Abbildung 8-5 zeigt, sind die Unterschiede groß und die Kopfzugkräfte der Simulation um den Faktor 1,5 bis 2 größer als es das Berechnungsmodell nach Chao vorsieht. Weiter zeigen die Ergebnisse aus der Simulation nicht die erwarteten linearen Zusammenhänge zwischen Fügstellendurchmesser und erreichbaren Kopfzugkräften.

Da beide Methoden zur Festigkeitsbestimmung theoretisch sind, wird auf die Ermittlung von Korrekturfaktoren verzichtet.

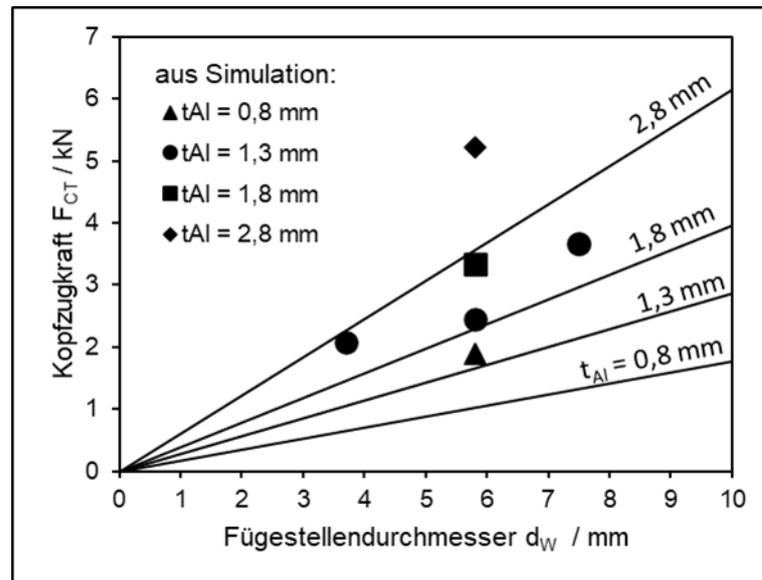


Abbildung 8-5: Ergebnisse der simulierten Kopfzugversuche im Berechnungsansatz von Chao [Cha03a]

8.3 Experimentelle Kopfzugversuche mit IMP

Die Ergebnisse zu den statischen Kopfzugversuchen waren nicht durch eine Vielzahl verschiedener Brucharten gekennzeichnet. Wie bei den Betrachtungen der FE-Modellierungen wurden vorrangig Ausknöpfrüche festgestellt. Die Ergebnisse mit Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ und Aluminiumblechdicke $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$ zeigt Abbildung 8-6. Bis zu einer Widerstandsschweißzeit von $t_S = 0,4 \text{ s}$ wurden Ausknöpfrüche erreicht, dabei wurden Festigkeitswerte von bis zu $F_{CT} = 2 \text{ kN}$ erzielt. Bei $t_S = 0,8 \text{ s}$ wurde noch ein Ausknöpfruch beobachtet, zwei weitere Proben versagten durch einen IMP-Bruch, dadurch ergibt sich auch die dargestellte Streuung. Damit sinkt die mittlere Kopfzugkraft F_{CT} auf etwa 1 kN , so auch bei einer Widerstandsschweißzeit von $t_S = 1,6 \text{ s}$.

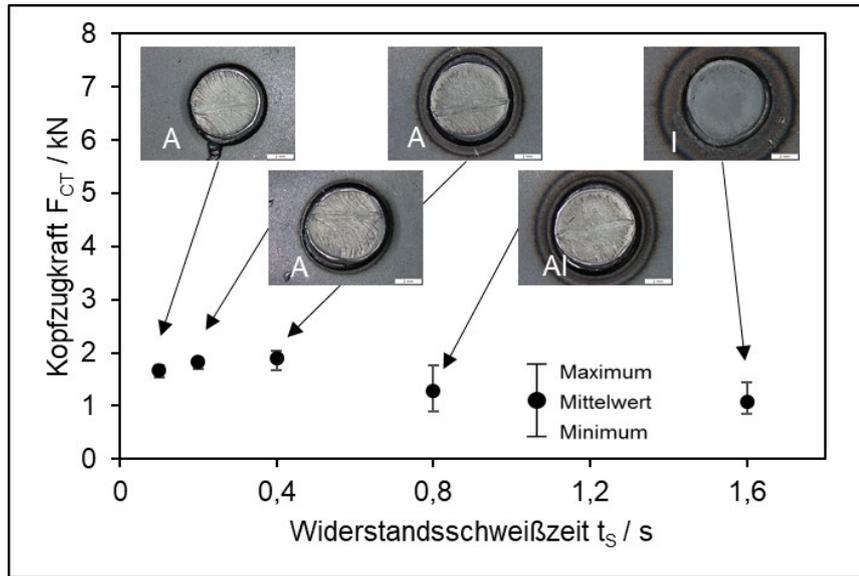


Abbildung 8-6: Maximale Kopfzugkräfte und Brucharten der mit Elementdurchmessern $d_E = 5,4$ mm geschweißten Proben

Mit Elementen des Durchmessers $d_E = 7,0$ mm wurden die Versuche gleichermaßen durchgeführt und die Ergebnisse sind in Abbildung 8-7 dargestellt. Bei $t_s = 0,1$ s bis 0,8 s wurden Ausknöpfbrüche mit Kopfzugkräften bis zu $F_{CT} = 3$ kN erreicht. Bei $t_s = 1,6$ s konnten noch Anrisse im Al-Blech erreicht werden, jedoch trat daraufhin ein Bruch in der Fügezone auf.

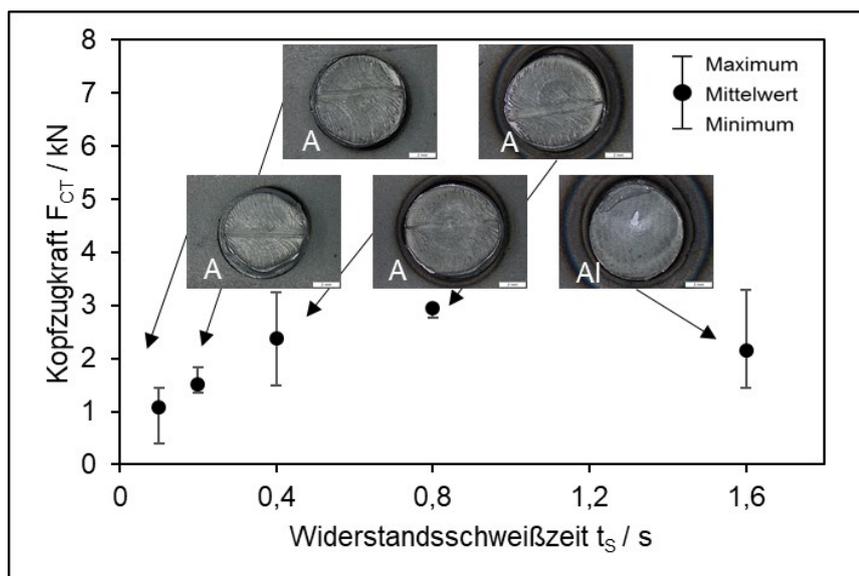


Abbildung 8-7: Maximale Kopfzugkräfte und Brucharten der mit Elementdurchmessern $d_E = 7,0$ mm geschweißten Proben

Die Versuche mit den Elementen des Durchmessers $d_{E1} = 3,4$ mm wurden als Stichversuch durchgeführt, da die kleine Elementfläche die Sonotrodenkoppelfläche bereits während der Herstellung der Scherzugproben stark schädigte. Die Anzahl der eingreifenden Rautierungsspitzen der Sonotrode ist kleiner als bei den Elementen $d_E = 5,4$ mm und $7,0$ mm. Dadurch entsteht hoher Verschleiß. Die Versuche wurden ausschließlich mit einer Widerstandsschweißzeit von $0,4$ s durchgeführt. Bei einer mittleren Kopfzugkraft $F_{CT} = 1,29$ kN wurden Ausknöpfrübrüche erreicht.

Die Versuche mit Variation der Blechdicke bei gleichbleibendem Elementdurchmesser $d_E = 5,4$ mm zeigt Abbildung 8-8. Bei $t_{Al} = 1,0$ mm wurden immer Ausknöpfrübrüche erzielt, bei den Blechdicken $t_{Al} = 2,0$ und $3,0$ stets IMP-Brüche.

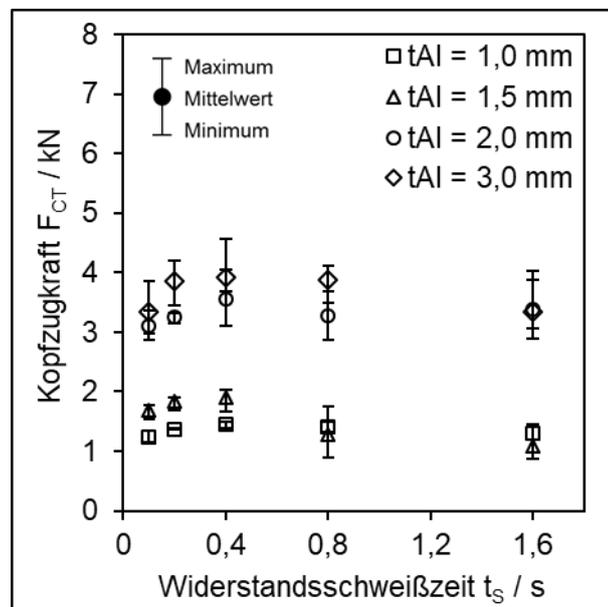


Abbildung 8-8: Maximale Kopfzugkräfte F_{TS} bei Veränderung der Aluminiumblechdicke

Die jeweiligen Kraft-Verlängerungskurven der Kopfzugversuche bei einer Widerstandsschweißzeit von $t_s = 0,4$ s zeigen Abbildung 8-9 und Abbildung 8-10. Qualitativ sind Analogien zur Simulation erkennbar. Bei einer Aluminiumblechdicke $t_{Al} = 1,5$ mm (Abbildung 8-9) ist die lineare Fortsetzung der Kurve bei Vergrößerung des Elements nicht erkennbar. Zwischen $d_E = 5,4$ mm und $7,0$ mm besteht nur ein geringer Unterschied.

Bei Variation der Blechdicke (Abbildung 8-10) werden mit dicker werdenden Blechen nicht die großen Kopfzugkräfte der Simulation erreicht, was damit zusammenhängt, dass bei den Experimenten mit den Blechdicken $t_{Al} = 2$ mm und 3 mm keine Ausknöpfrübrüche erreicht wurden.

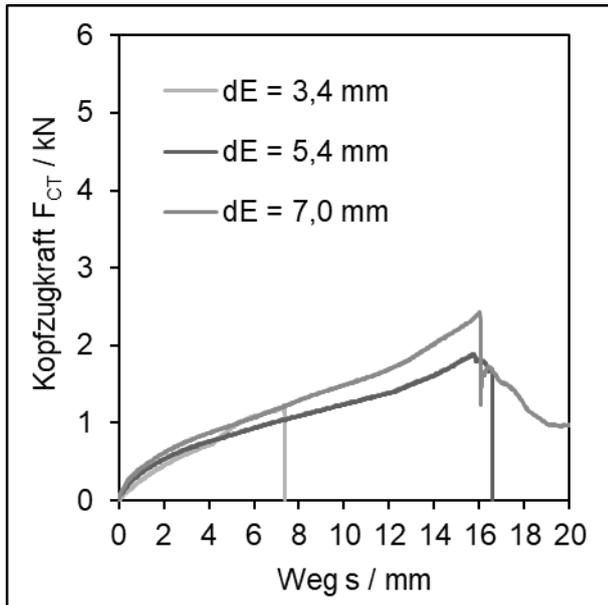


Abbildung 8-9: Reale Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Kopfzug“ bei Al-Blechdicke $t = 1,5 \text{ mm}$ und unterschiedlichen Elementdurchmessern mit Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4 \text{ s}$

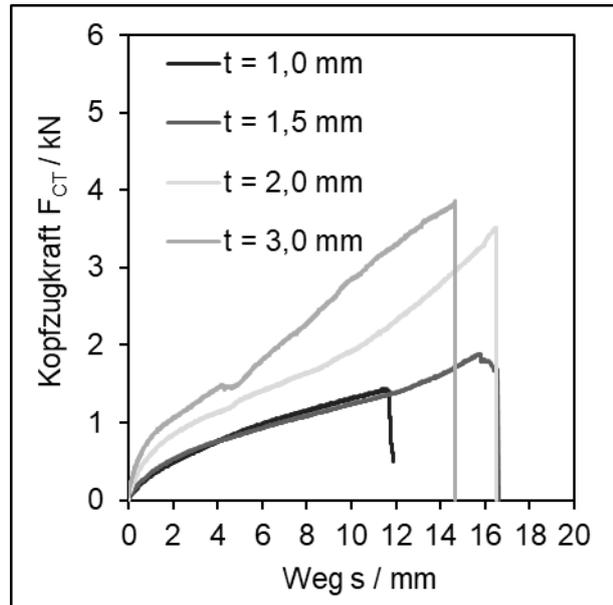


Abbildung 8-10: Reale Kraft-Weg-Diagramme für Lastfall „Kopfzug“ bei Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ und unterschiedlicher Al-Blechdicke mit Widerstandsschweißzeit $t_s = 0,4 \text{ s}$

Da die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen stets mit IMP in den Fügezonen behaftet waren, muss dies bei Gleichung 2-19 berücksichtigt werden. Wie bereits bei Betrachtungen zur Scherzugbelastung wird die aus der Sonderzugprobe ermittelte Festigkeit für die IMP-behaftete Fügezone aus Abbildung 6-5 herangezogen. Für die Verbindung des FHE $d_E = 5,4 \text{ mm}$ mit einer konstanten Aluminiumblechdicke $t_{Al} = 1,5 \text{ mm}$ zeigt Abbildung 8-11 verschiedene Geraden, welche sich durch die unterschiedlichen Festigkeiten der IMP-behafteten Fügezonen ergeben. Die nach den Zugversuchen ermittelte reale Blechdicke $t_{Al} = 1,4 \text{ mm}$ wurde bei der Berechnung berücksichtigt. Die in den Experimenten ermittelten Kopfzugkräfte F_{CT} wurden in Abbildung 8-11 eingetragen.

Es zeigt sich, dass wie beim Scherzug die Festigkeit der Aluminiumschweißlinse das Lastaufnahmevermögen der Fügezone bei IMP, die kleiner als $8 \mu\text{m}$ sind, begrenzt. Ist die Festigkeit durch eine IMP, welche größer als $8 \mu\text{m}$ ist, herabgesetzt, werden auch kleinere Kopfzugkräfte erreicht.

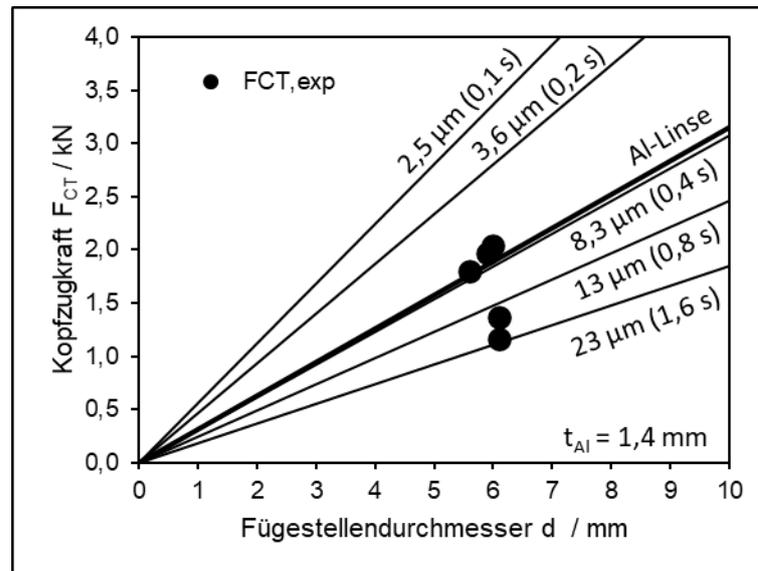


Abbildung 8-11: Theoretische und experimentell ermittelte Kopfzugkräfte F_{CT} bei Fügeelement $d_E = 5,4$ mm und Aluminiumblechdicke $t_{Al} = 1,5$ mm

Bei den experimentell ermittelten Kopfzugkräften konnten Korrelationen zu den theoretischen Werten für alle Blech-Element-Kombinationen gefunden werden. Anzumerken ist jedoch, dass sehr kurze Widerstandsschweißzeiten ($t_s = 0,1$ s und $0,2$ s) zu ungenügender Ausbildung der Schweißlinse zwischen Hilfsfügeelement und Stahlblech führen können und daher die Festigkeit beeinflussen, in dem ein partielles Abschälen des Stahlblechs während der Kopfzugbelastung eintritt. Die Auswirkung sind geringe Kopfzugkräfte beim Fügeelement $d_E = 7,0$ mm in Abbildung 8-7. Mit Berücksichtigung dieser Ausnahme ist Gleichung 2-19 anwendbar.

9 Weitere Belastungen

9.1.1 Dynamischer Scherzug

Die Ergebnisse der Scherzugversuche mit erhöhter Geschwindigkeit $v = 2 \text{ m/s}$ zeigt Abbildung 9-1. Anhand der erreichten maximalen Kräfte $F_{TS,H}$ sind die Ergebnisse mit den quasistatischen Scherzugversuchen (Abbildung 7-18) vergleichbar, lediglich bei einer Widerstandsschweißzeit von $t_s = 1,6 \text{ s}$ fallen die erreichten Maximalwerte etwas mehr ab. Wie bei den quasistatischen Versuchen wurde auch hier ein Maximum bei einer Widerstandsschweißzeit von $t_s = 0,4 \text{ s}$ gefunden.

Abweichend zum quasistatischen Zugversuch sind die erreichten Bruchbilder ab einer Widerstandsschweißzeit von $t_s = 0,8 \text{ s}$. Im Hochgeschwindigkeitszugversuch wurden hier vorrangig Brüche in der intermetallischen Phase mit Dickenbruchanteil in der Aluminiumschmelze beobachtet, während im quasistatischen Scherzugversuch Ausknöpfungbruchanteile nahezu ohne Anteile von IMP-Brüchen gefunden wurden.

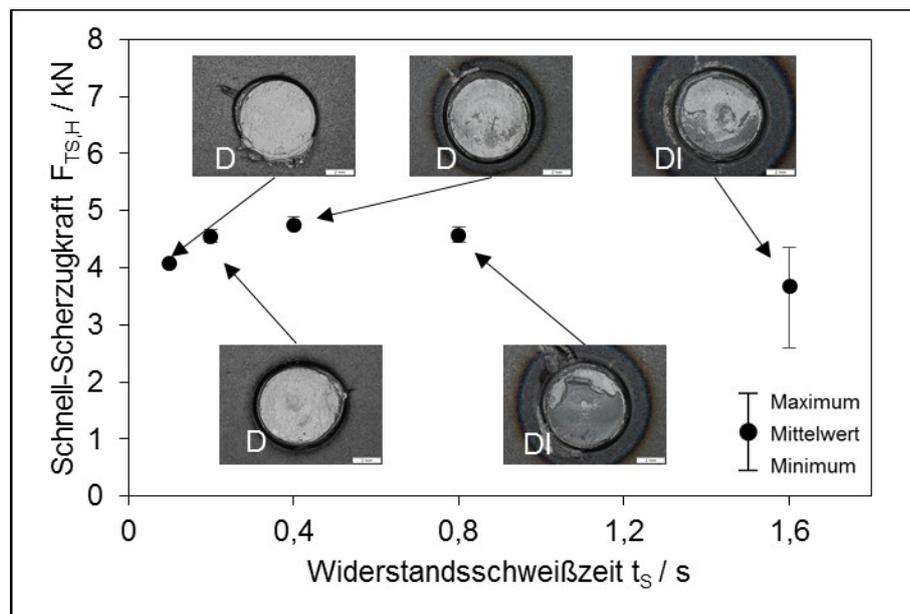


Abbildung 9-1: Hochgeschwindigkeits-Scherzugkräfte und Brucharten der mit Elementdurchmesser $d_E = 5,4 \text{ mm}$ geschweißten Proben

Bei den Hochgeschwindigkeits-Scherzugversuchen traten ausschließlich Scherbrüche auf. Die Berechnung der theoretischen Scherzugkräfte erfolgte wie bei den statischen Belastungen mit Gleichung 7-18, Gleichung 7-24 und Gleichung 7-25. Abbildung 9-2 zeigt, dass die Lasten stets 80 % der erwarteten Werte des statischen Rechenansatzes betragen und keine Ausknöpfrübrüche erreicht werden.

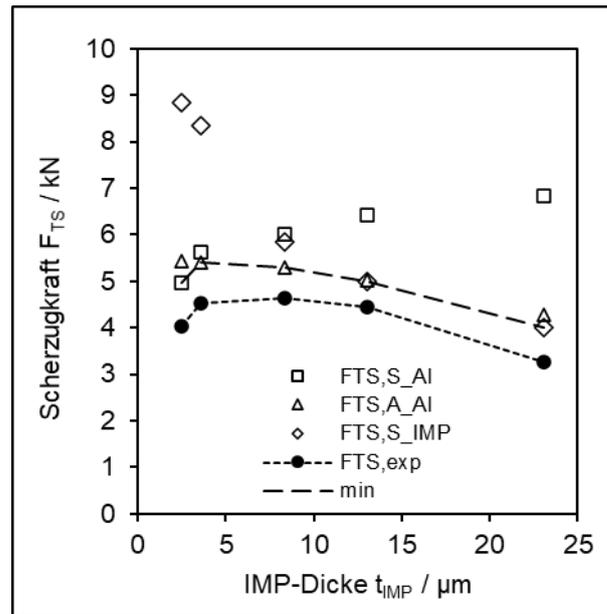
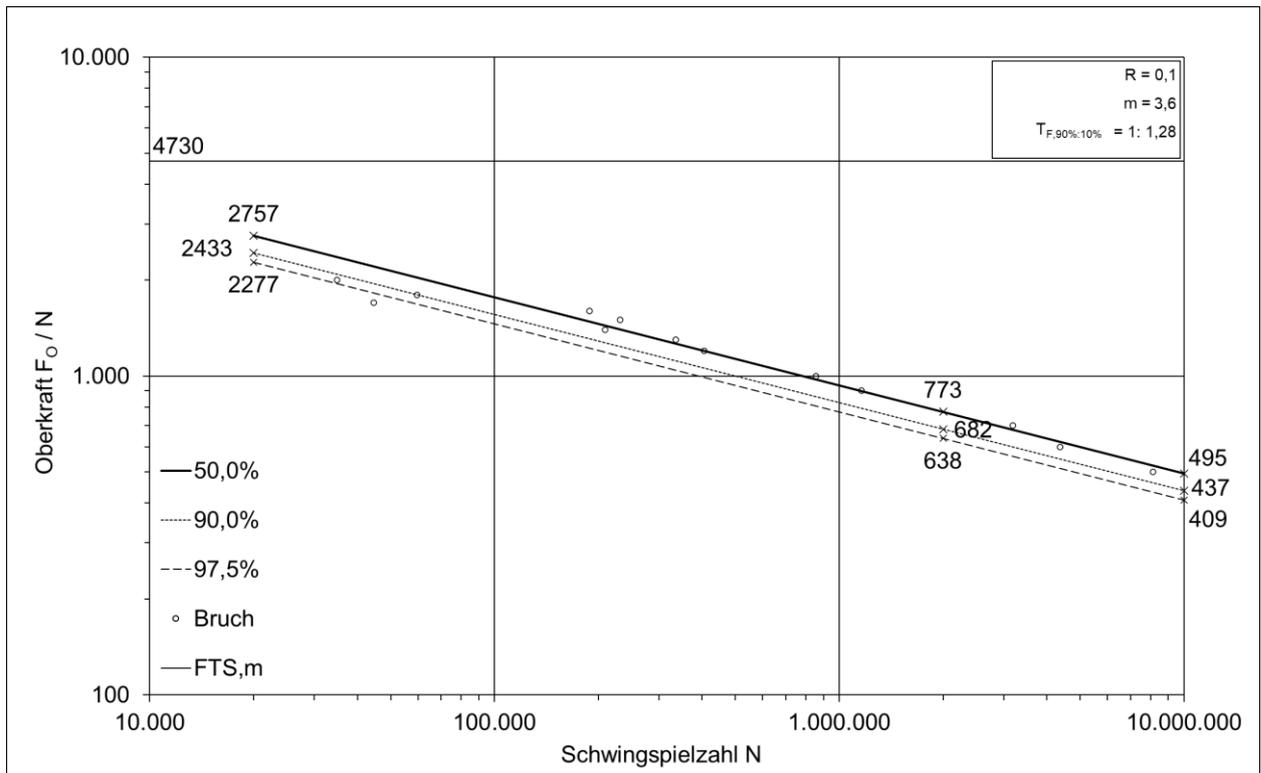
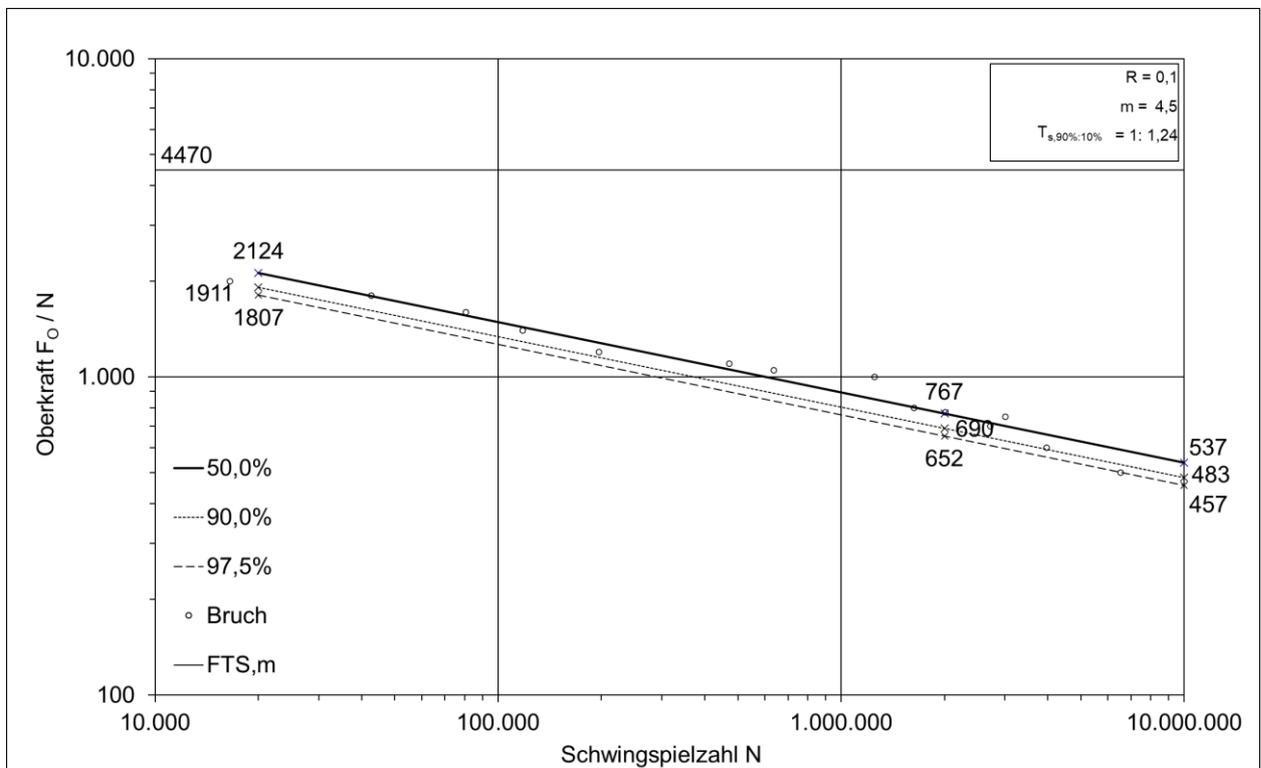


Abbildung 9-2: Theoretische und reale Scherzugkräfte der Hochgeschwindigkeits-Scherzugversuche $F_{TS,HS}$

9.1.2 Schwellender Scherzug

Für die Versuche zum schwellenden Scherzug wurden Proben der Blechdicke $t_{Al} = 1,5$ mm mit Elementen des Durchmessers $d_E = 5,4$ mm hergestellt und geprüft. In den Diagrammen (Abbildung 9-3 und Abbildung 9-4) werden die Ergebnisse mit Widerstandsschweißzeiten $t_s = 0,4$ s und $1,6$ s dargestellt. Ein Effekt durch die unterschiedliche IMP-Dicke konnte nicht festgestellt werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Geometrie der Fügestelle nahezu gleich ist.

Abbildung 9-3: Wöhler-Diagramm mit $t_s = 0,4$ sAbbildung 9-4: Wöhler-Diagramm mit $t_s = 1,6$ s

Zur Identifikation des Ortes der Risseinleitung wurden die Frequenz-Schwingspielzahlkurven aus Abbildung 9-4 ausgewertet und in Abbildung 9-5 dargestellt. Alle Proben erfahren zunächst eine Frequenzerhöhung als Indiz für eine Steifigkeitsvergrößerung durch Kaltverfestigung, was durch den Zusammenhang in Gleichung 9-1 verdeutlicht wird [Dub97].

$$f = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \sqrt{\frac{c}{m}} \quad \text{Gleichung 9-1}$$

c Steifigkeit

m Masse

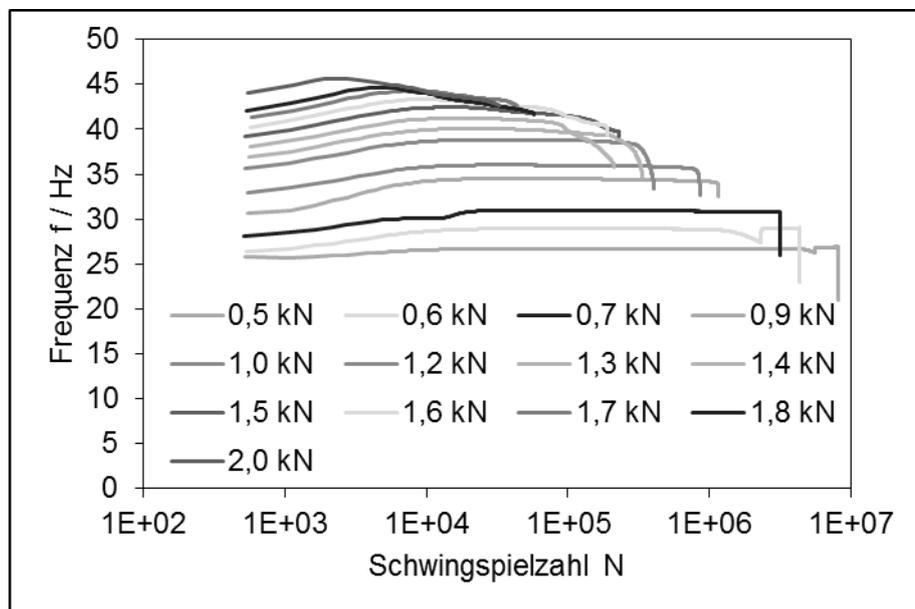


Abbildung 9-5: Darstellung der Frequenzkurven über die Schwingspielzahl N bei verschiedenen Oberkräften F_0 der Proben aus Abbildung 9-4

Der eingestellte Frequenzabfall der Proben von $\Delta f = 5$ Hz führte stets zu Versagen durch die Gesamtblechdicke des Aluminiumblechs, die sich dann um den Schweißpunkt herum in das Blech ausbreiteten. Zunächst wurde daher mit einem Frequenzabfall von $\Delta f = 1$ Hz und einer Oberkraft $F_0 = 1,0$ kN gearbeitet, dennoch durchdrang der Riss die Blechoberfläche. Bei einem Frequenzabfall von $\Delta f = 0,1$ Hz konnte auf der Blechoberfläche kein Riss entdeckt werden. Im Schliffbild zeigte sich der Anriss ausgehend vom Rand des Fügelements, siehe Abbildung 9-6.

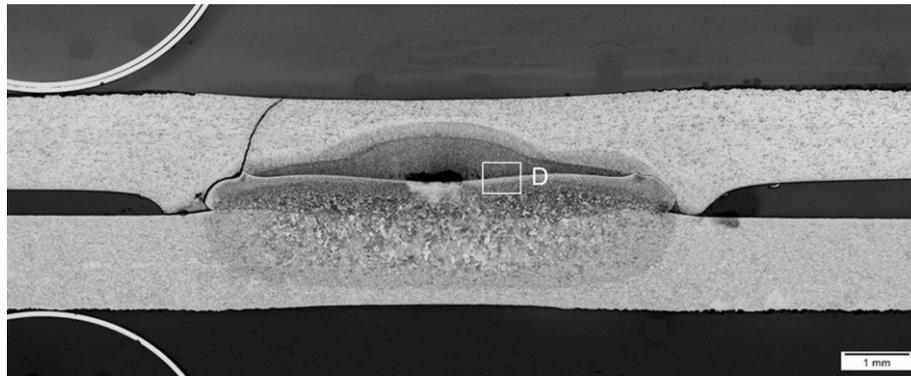


Abbildung 9-6: Durchgehender Riss bei Frequenzabfall $\Delta f = 0,1$ Hz und Oberkraft $F_O = 1$ kN

Eine weitere Verringerung der Oberkraft auf $F_O = 0,9$ kN unter Beibehalten von $\Delta f = 0,1$ Hz zeigte den Anriss von 0,4 mm Länge ebenfalls ausgehend vom Fügeelementrand, siehe Abbildung 9-7. In Abbildung 9-6 wurde ein Riss durch die Fe_2Al_5 -Phase mit einer Länge $l = 0,65$ mm gefunden, siehe Abbildung 9-8. Trotz dieses Risses bleibt der Rissursprung im Randbereich des Elements. Somit wirkt, wie von Radaj [Rad06] bekannt, der Rand der punktförmigen Verbindung als Kerb für Anrisse. Daher konnten aus Abbildung 9-3 und Abbildung 9-4 trotz unterschiedlicher IMP-Dicken keine Unterschiede erkannt werden.



Abbildung 9-7: Anriss bei Frequenzabfall $\Delta f = 0,1$ Hz und Oberkraft $F_O = 0,9$ kN

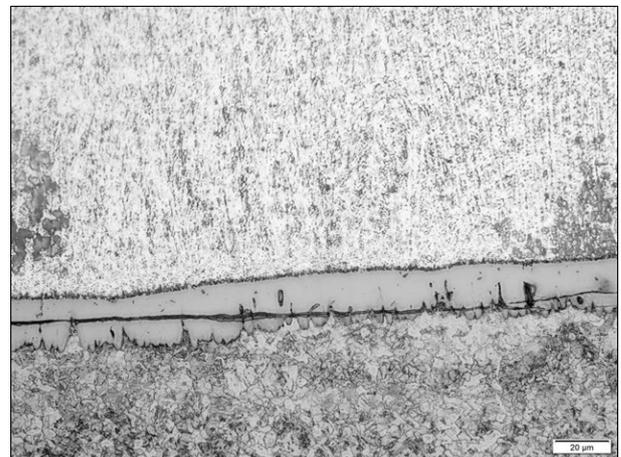


Abbildung 9-8: Detail D aus Abbildung 9-6 - Riss durch die Fe_2Al_5 -Phase

9.1.3 Schweißen und Belastungsversuche von Bauteilstrukturen

Die erlangten Erkenntnisse zum Schweißen der Fügelemente auf Al-Werkstoffe und das anschließende Widerstandsschweißen wurden auf ein Hutprofil aus DC01 und Deckbleche aus EN AW-5754 übertragen. Wie in den Hauptuntersuchungen betragen die jeweiligen Blechdicken $t_{Al} = 1,5$ mm. Das Fügelement hatte einen Durchmesser von $d_E = 5,4$ mm.

Für die Ultraschall- und Widerstandsschweißungen wurden Haltevorrichtungen konstruiert und aufgebaut. Beim Ultraschallschweißen musste auf eine ausreichende Schwingungsdämpfung geachtet werden, um sogenannte parasitäre Schwingungen zu unterbinden, welche bereits aufgeschweißte Fügelemente zum Schwingen und Abreißen bringen würden. Für das Widerstandsschweißen mussten die Schweißströme auf $I_S = 9$ kA erhöht werden, da der Nebenschluss vorhandener Schweißpunkte für einen notwendigerweise auszugleichenden Stromverlust sorgt. Geschweißt wurden jeweils drei Proben mit den Widerstandsschweißzeiten $t_S = 0,4$ s und 1,6 s.

Der anschließende Vierpunktbiegeversuch wurde mit der Prüfmaschine WPM ZD 40 durchgeführt. Die Durchmesser der Auflager und des Stempels betragen bei diesem Versuchsaufbau 40 mm und waren in einem Abstand von 310 mm und 85 mm zueinander positioniert, siehe Abbildung 9-9. Der Biegeträger lag mittig auf und wurde einer statischen Last ausgesetzt. Mit einer Geschwindigkeit $v = 10$ mm/min legte der Stempel einen Weg von 115 mm zurück. Anhand des hydraulischen Druckes ist dabei die axiale Druckkraft bezogen auf den Stempelweg gemessen worden. Abbildung 9-10 zeigt eine Bauteilprobe nach dem Versuch.

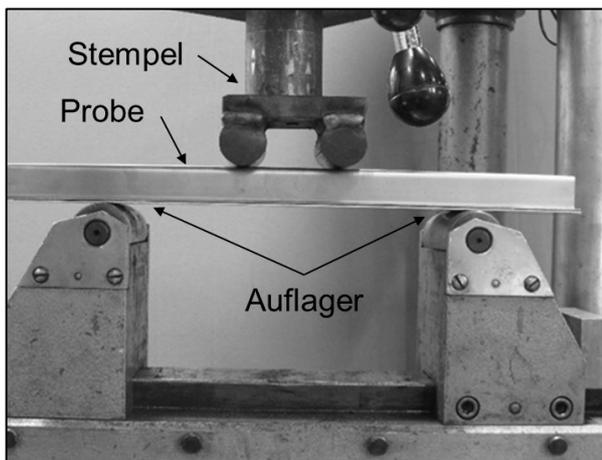


Abbildung 9-9: Vierpunktbiegeversuch des Bauteils

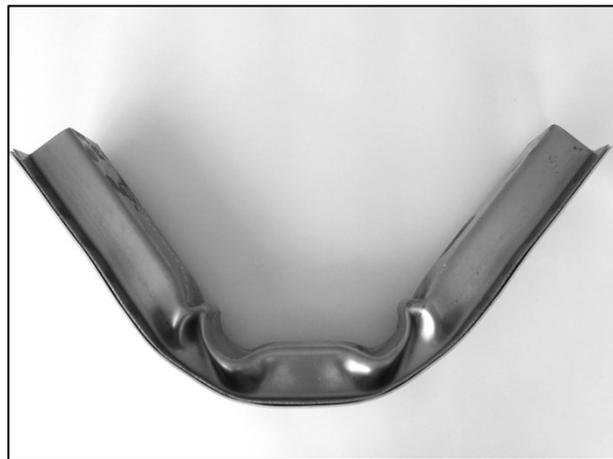


Abbildung 9-10: Ergebnis des Vierpunktbiegeversuchs

Vergleichend sind exemplarische Kraft-Weg-Kurven für beide Schweißzeiten in Abbildung 9-11 dargestellt. Die Kurven zeigen keine Unterschiede. Bei der Entnahme von einzelnen Verbindungen wurden keine Brüche festgestellt.

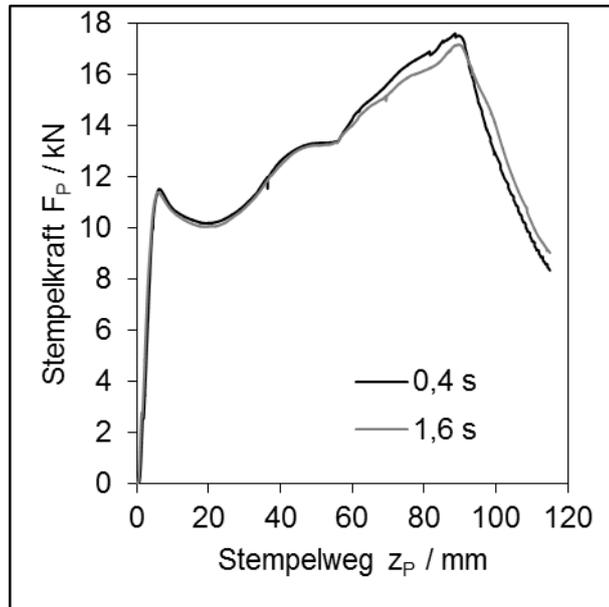


Abbildung 9-11: Kraft-Wegkurven der belasteten Bauteilproben mit unterschiedlichen Widerstandsschweißzeiten t_s

10 Anwendung auf weitere Werkstoffkombinationen

10.1 Aushärtbare Aluminiumknetlegierung und gehärteter Stahl

Die für die Automobilproduktion relevante Verbindung von 1,15 mm EN AW-6016 auf 0,9 mm 22MnB5 wurde mit einem Fügehilfselement mit einem Durchmesser von $d_E = 5,4$ mm durchgeführt. Bei dieser Verbindung führen Ultraschallschweißen und anschließendes Widerstandspunktschweißen zu einer Schwächung des Aluminiumwerkstoffs auf 0,7 mm, siehe Abbildung 10-1.

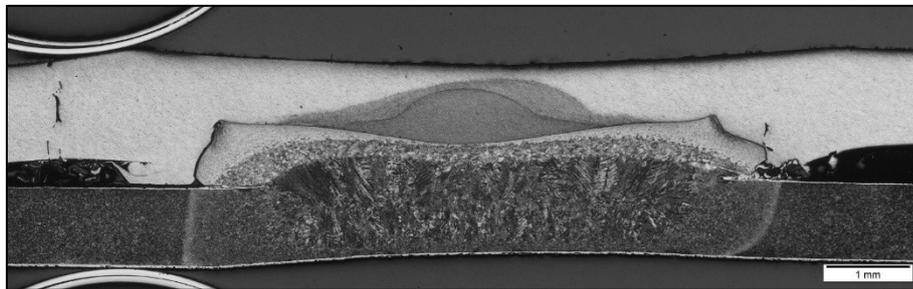


Abbildung 10-1: Mikroschliff der Verbindung 1,15 mm EN AW-6016 + 0,9 mm 22MnB5

Der kritische Punktdurchmesser d_{cr} mit Annahme der für die anderen untersuchten Verbindungen gültige Normalspannungshypothese ist mit folgender Gleichung und einer Restblechdicke $t_{Al} = 0,7$ mm aus Abbildung 10-1 zu berechnen:

$$d_{cr} = 4 \cdot 0,7 \text{ mm} = 2,8 \text{ mm} \quad \text{Gleichung 10-1}$$

Nach dem Widerstandsschweißen beträgt der Elementdurchmesser $d_{E,R} = 6,0$ mm. Demnach sind Ausknöpfbrüche zu erwarten. Mit der gemessenen Grundwerkstofffestigkeit von 210 MPa wurden bei Plattenbruch maximale Scherzugkräfte von

$$\begin{aligned} F_{TS} &= \pi \cdot d \cdot t \cdot \sigma_{6016} \\ F_{TS} &= \pi \cdot 6 \text{ mm} \cdot 0,7 \text{ mm} \cdot 210 \text{ MPa} \\ F_{TS} &= 2771 \text{ N} \end{aligned} \quad \text{Gleichung 10-2}$$

erreicht.

Abbildung 10-2 ist zu entnehmen, dass bei einer Schweißzeit von 0,2 s die maximale Scherzugkraft $F_{TS} = 2,65 \text{ kN}$ erreicht wird, was etwa dem errechneten Wert aus Gleichung 10-2 entspricht. Die Schweißversuche zur Ermittlung der Scherzugkraft wurden bis zu einer maximalen Schweißzeit $t_S = 3,2 \text{ s}$ durchgeführt, da durch den hohen Siliziumanteil das Sprödphasenwachstum mit niedrigeren Wachstumsraten zu erwarten war und durch längere Zeiten ausgeglichen werden sollte, um einen Effekt erhalten zu können. Mit steigender Schweißzeit nimmt die Festigkeit ab, ohne dass sich die Bruchart ändert. Das Absinken ist auf das stetig tiefere Eindringen des Fügelements in das Aluminiumblech und dessen Dickenabnahme zurückzuführen.

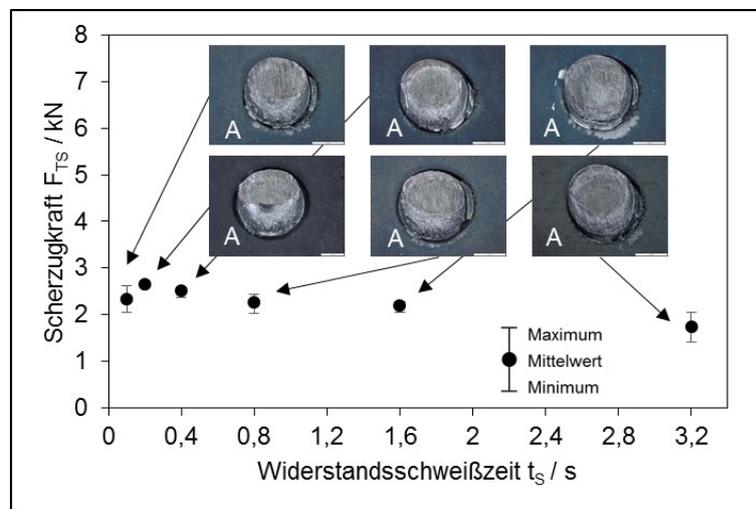


Abbildung 10-2: Scherzugkräfte der Verbindung 1,15 mm EN AW-6016 / 0,9 mm 22MnB5

Die ermittelten Phasenanteile wurden analog den vorangegangenen Untersuchungen mit AlMg3 in Gaußfunktionen übertragen. Für FeAl_3 wurde auch bei dieser Verbindung im Randbereich das größte Wachstum gefunden:

$$t_{\text{FeAl}_3} = \sqrt{2,5 \cdot 10^{-11} \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \cdot (t_S - 0,05 \text{ s})} \quad \text{Gleichung 10-3}$$

Für Fe_2Al_5 gibt es ein Maximum in der Mitte, was trotz sehr langer Schweißzeit $t_S = 3,2 \text{ s}$ nicht zu einem Wachstum von $t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5} > 10 \mu\text{m}$ führt, siehe Gleichung 10-4.

$$t_{\text{Fe}_2\text{Al}_5} = \sqrt{3 \cdot 10^{-11} \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \cdot (t_S - 0,1 \text{ s})} \quad \text{Gleichung 10-4}$$

Damit sind die Literaturangaben von Lison [Lis98], dass siliziumhaltige Aluminiumlegierungen das Phasenwachstum verlangsamen, auch für das Punktschweißen mit Widerstandserwärmung bestätigt.

Für die Verbindung wurde das für Scherzugkräfte erarbeitete Berechnungsmodell auf Anwendbarkeit untersucht. Abbildung 10-3 zeigt, dass bei IMP-Dicken zwischen 2 und 3 μm noch größere Scherzugkräfte beim Ausknöpfen erwartet werden. Ab 7 μm entsteht eine vollständige Übereinstimmung der Experimente mit den berechneten Werten.

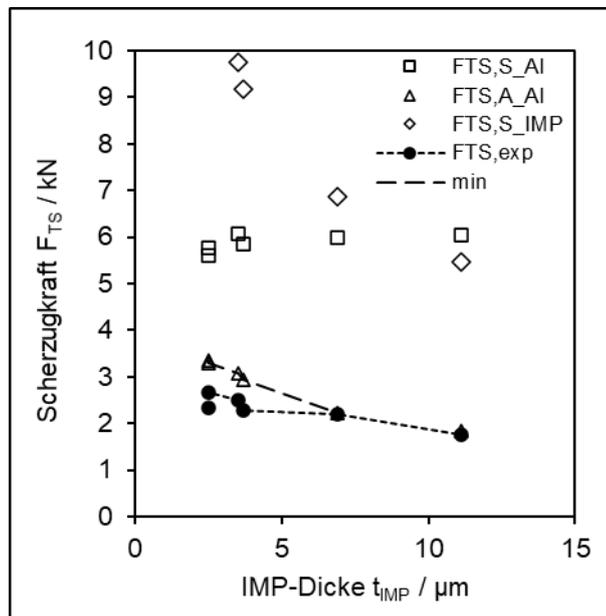


Abbildung 10-3: Berechnete und experimentell ermittelte Scherzugkräfte mit der siliziumreichen Aluminiumlegierung

10.2 Übertragung auf das direkte Punktschweißen ohne Fügehilfselement

Das Ultraschallschweißen dient der Applikation des Fügehilfselements. Jibran [Jib15] berichtet, dass gereinigte Stahloberfläche eine wichtige Voraussetzung für die Benetzung des flüssigen Aluminiums auf Stahl ist, da Aluminium eine hohe Affinität zum Sauerstoff der Stahloxide aufweist. Damit würde das Ultraschallschweißen im Wesentlichen den Effekt haben, durch das Reiben eine metallisch blanke Oberfläche zu erzeugen und die Oxidation des Aluminiums verhindern. Von industriellem Interesse ist es, ob auf die Applikation des Fügehilfselements auch verzichtet werden kann. Eine Aktivierung der Oberfläche vor dem Widerstandsschweißen ist dann anderweitig zu erreichen. Dazu wurden 1,5 mm Bleche aus DC01 und AlMg3 im Bereich der

Fügestelle punktförmig mit einem Durchmesser von $d_F = 12 \text{ mm}$ abgefräst, um beidseitig eine metallisch blanke Oberfläche bereit zu stellen. Umfangreiche Untersuchungen mittels Schleifen der jeweiligen Oberflächen führten zu keinen reproduzierbaren Ergebnissen. Abbildung 10-4 zeigt das Ergebnis einer Schweißung mit der Schweißzeit $t_S = 0,4 \text{ s}$ mit gefrästen Oberflächen.

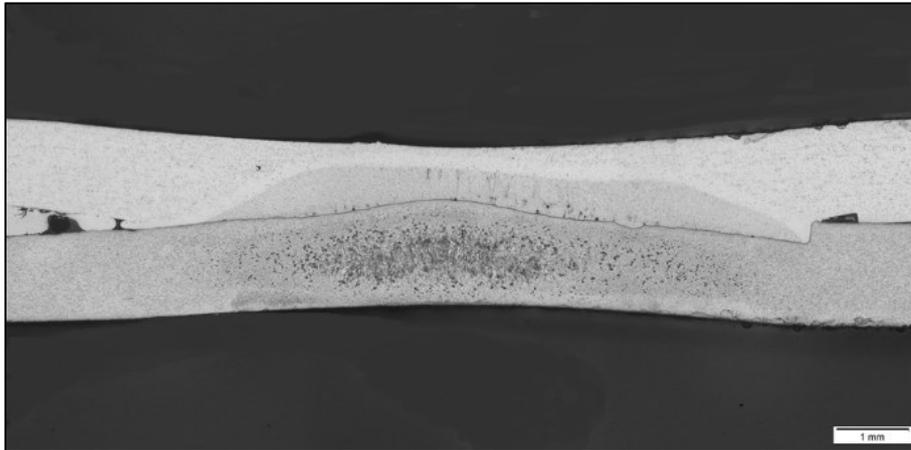


Abbildung 10-4: Mikroschliff des direkten Widerstandsschweißens ohne Fügeelement mit gefrästen Blechoberflächen

Die Schweißpunkte zum in Abbildung 10-4 gezeigten Schliffbild weisen einen mittleren Durchmesser von $d_W = 7,4 \text{ mm}$ auf. Der kritische Punktdurchmesser beträgt:

$$d_{cr} = 4 \cdot 1,2 \text{ mm} = 4,8 \text{ mm}. \quad \text{Gleichung 10-5}$$

Damit würden Ausknöpfbrüche erwartet, was bei $t_S = 0,4 \text{ s}$ eintritt. Abbildung 10-5 zeigt, dass mit Verdopplung und Vervierfachung der Schweißzeit der IMP-Bruchanteil zunimmt, was jedoch keine Auswirkung auf die maximale Scherzugfestigkeit von $F_{TS} = 6 \text{ kN}$ hat. Abbildung 10-6 zeigt, dass auch hier das Rechenmodell nach Chao, erweitert um den festigkeitsmindernden Einfluss der IMP, zu Ergebnisse sehr guter Übereinstimmung mit den Experimenten führt. Das bestätigt die bisherigen Erkenntnisse zur Minderung der Fügestellenfestigkeit in Folge des Anwachsens der IMP über eine Dicke von $t_{IMP} = 8 \text{ }\mu\text{m}$.

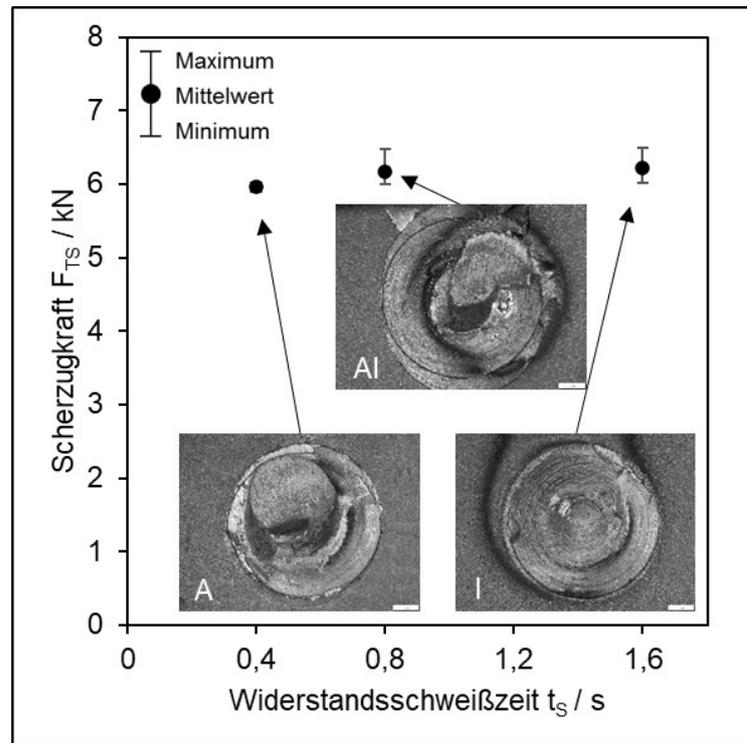


Abbildung 10-5: Scherzugkräfte der Verbindung 1,5 EN AW-5754 + 1,5 mm DC01 ohne Fügehilfselement

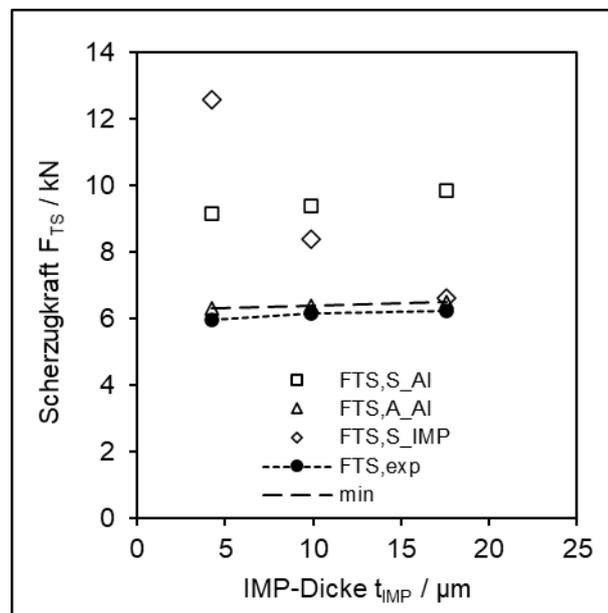


Abbildung 10-6: Berechnete und experimentell ermittelte Scherzugkräfte beim Widerstandspunktschweißen ohne Fügehilfselement

11 Ableiten von Auslegungsempfehlungen

11.1 Lastfall Scherzug

Bei der Berechnung der ertragbaren Belastung einer Verbindung, die mit dem Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen (USERP) hergestellt wurde, muss die Festigkeit in der Fügeebene bekannt sein. Hierfür wurde ein Zusammenhang zwischen der Dicke der intermetallischen Phase (IMP) und der Festigkeit der Fügeebene gefunden. Die Festigkeit ist

$$\tau_{IMP} = \sigma_{IMP} = 20 \frac{N}{mm^2} \cdot t_{IMP}^{-\frac{1}{2}} \quad \text{nach Gleichung 7-10}$$

Wie Gleichung 7-10 zeigt, wird die Normalspannungshypothese für die Berechnung Vergleichsspannung angewendet. Aus der Gleichung geht hervor, dass die Festigkeit in der Fügeebene umso geringer ist, je größer die IMP ist.

Punktförmige Verbindungen zwischen Feinblechen sind durch die Hauptbrucharten Scherbruch, und Ausknöpfbuch gekennzeichnet. Eine Sonderform des Scherbruchs ist der Dickenbruch. Nach Tabelle 11-1 gibt die Berechnung des kritischen Punktdurchmessers darüber Aufschluss, wie groß ein Schweißpunkt mindestens ausgeführt werden muss, um einen Ausknöpfbuch zu erreichen. Ist der Schweißpunkt kleiner, wird ein Scher- bzw. Dickenbruch erwartet. Ist die Festigkeit in der Fügeebene kleiner als die Festigkeit der Aluminiumschmelze, tritt ein IMP-bedingter Scherbruch ein. Ist das Verhältnis umgekehrt, kommt es zum Dickenbruch. Der Übergang vom Dickenbruch zum Scherbruch wurde während der Untersuchungen nach Gleichung 7-10 bei einer IMP-Dicke von 8 µm gefunden. Die Scherzugkraft F_{TS} lässt sich mit den angegebenen Formeln unter Berücksichtigung eines durchmesserabhängigen Korrekturwertes berechnen.

11.2 Lastfall Kopfzug

Die Kopfzugkraft wird nicht durch Bruchphänomene beeinflusst. Zu beachten ist, dass die minimale Festigkeit in der Fügeebene in die Berechnung einfließt, siehe Gleichung 11-1.

$$F_{CT} = t_{Al} \cdot d_w \cdot \text{Min}(\tau_{IMP}, \tau_{Al, Schmelze}) \quad \text{Gleichung 11-1}$$

Ist die Festigkeit der Aluminiumschmelze größer als die IMP-Festigkeit, kommt es zu Ausknöpfbüchen, umgekehrt entstehen Scherbrüche in der IMP.

Tabelle 11-1: Vorgehensweise bei der Berechnung der Scherzugfestigkeit punktförmiger Stahl-Aluminiumverbindungen

$d_{cr} = 4 \cdot t_{Al} \cdot \frac{\sigma_{Al,GW}}{\text{Min}(\tau_{IMP}, \tau_{Al,Schmelze})}$		
$d_w < d_{cr}$		$d_w > d_{cr}$
Scherbruch	Dickenbruch	Ausknöpfbuch
$\tau_{IMP} < \tau_{Al,Schmelze}$	$\tau_{IMP} > \tau_{Al,Schmelze}$	
$F_{TS,S} = R \cdot \text{Min}(\tau_{IMP}, \tau_{Al,Schmelze}) \cdot \frac{\pi}{4} d_w^2$		$F_{TS,A} = R \cdot \sigma_{Al,GW} \cdot \pi \cdot d_w \cdot t$
mit $R = 140 \cdot d_w^{-4} + 0,9$		
d_{cr}	kritischer Punktdurchmesser	
$F_{TS,S}$	Scherversagenskraft	
t_{Al}	Aluminiumblechdicke	
$\sigma_{Al,GW}$	Zugfestigkeit des (wärmebeeinflussten) Aluminium-Grundwerkstoff	
τ_{IMP}	Scherspannung der Fügeebene mit intermetallischer Phase	
$\tau_{Al,Schmelze}$	Scherspannung Al-Schmelze	
$F_{TS,S}$	Scherversagenskraft	
$F_{TS,A}$	Ausknöpfbuchversagenskraft	
R	Korrekturwert	

12 Zusammenfassung und Ausblick

Dem Einsatz stoffschlüssig gefügter Stahl-Aluminium-Verbindungen stand bisher die Unsicherheit der Belastbarkeit entgegen. Ein Berechnungsansatz mit Berücksichtigung der intermetallischen Phasen (IMP) fehlte.

Anhand des zweistufigen Fügeprozesses USERP (Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen) gelang es, das Wachstum von IMP auf eine definierte Fläche zu beziehen und diese in Korrelation zur erreichten Bruchkraft und Bruchform zu bringen. Für die Kopf- und Scherzugbelastung wurden Methoden entwickelt, die die Lastaufnahme zu berechnen.

Folgende Erkenntnisse wurden erlangt:

- Das von Pouranvari [Pou07] erarbeitete Konzept des kritischen Punktdurchmessers und die Berechnung der Scherzugkraft lässt sich auf Stahl-Aluminium-Verbindungen übertragen. Die eigenen Untersuchungen zeigten, dass die Schubspannungshypothese für Mischverbindungen und Aluminiumwerkstoffe ungeeignet ist und die Normalspannungshypothese Anwendung finden sollte. Für die Kopfzugbelastung wurde auf Grundlage der Erkenntnisse von Chao [Cha03a] ein Berechnungsansatz entwickelt.
- Die Ergebnisse der Prozesssimulationen geben grundlegende Erkenntnisse über die Temperaturen in der Fügezone. So können über den kreisförmigen Fügebereich die Temperaturdurchlaufzeiten darüber Aufschluss geben, wann IMP entstehen und wo sie anwachsen. Wie aus der Literatur bekannt, entsteht Fe_2Al_5 beim Überschreiten der Temperatur $\vartheta = 500 \text{ }^\circ\text{C}$. Diese Temperatur wird bei ausreichend langer Widerstandsschweißzeit in allen Bereichen der Fügezone erreicht und über die Schweißzeit gehalten. Beim Abkühlen ist die Wärmeabfuhr in das Aluminium am Rand besonders groß, weshalb dort Fe_2Al_5 am wenigsten ausgeprägt ist. Entsprechend ist in der Punktmitte Fe_2Al_5 am größten. Es wurde bei der Legierung AlMg3 (EN AW-5754) eine maximale Ausdehnung von Fe_2Al_5 von $23 \text{ } \mu\text{m}$ ermittelt. FeAl_3 entsteht bevorzugt beim Abkühlen im Temperaturbereich $500 \text{ }^\circ\text{C} > \vartheta > 350 \text{ }^\circ\text{C}$. FeAl_3 ist durch die Elektrodenkühlung mittig kaum nachweisbar, sondern bevorzugt im Randbereich, wo der erforderliche Temperaturbereich ausreichend lang gehalten wird.
- Aus Simulation und Experiment sind die Wachstumskoeffizienten der IMP berechenbar. Der experimentell ermittelte Wachstumskoeffizient von $K_e = 2,97 \cdot 10^{-10} \frac{\text{m}^2}{\text{s}}$ unter Annahme konstanter Temperaturbedingungen ist bereits deutlich größer als der Literatur-

vergleichswert von $K_I = 8,46 \cdot 10^{-15} \frac{m^2}{s}$ [Kaj06]. Unter Berücksichtigung der aus der Simulation gewonnenen Temperaturverläufe wird $K_S = 2,45 \cdot 10^{-9} \frac{m^2}{s}$ in der Fügestellenmitte bei einer Temperatur von $T = 937 \text{ K}$ erreicht. Somit wird durch den Elektrodendruck während des Widerstandsschweißens die Diffusionsstarttemperatur nach [Rat04] herabgesetzt und die Diffusion begünstigt.

- Es wurde eine Sonderzugprobe entwickelt, um die Festigkeit der IMP-behafteten Schweißzone unabhängig von der Probenform zu ermitteln. Eine thermisch sehr kurz (0,1 s) beeinflusste Ultraschallschweißverbindung besitzt die höchste Festigkeit von 380 MPa und weist IMP-Dicken $t_{IMP} = 3 \mu\text{m}$ auf. Diese Festigkeit übertrifft die Literaturwerte von Achar [Ach80], bestätigt aber die Werte von Ikeuchi et al. [Ike05]. Mit steigendem Wachstum der IMP sinken die erreichbaren Festigkeiten kontinuierlich ab und unterschreiten ab einer Dicke von 8 μm die Festigkeit der angrenzenden Aluminiumschmelze. Zur Korrelation der IMP-Dicke mit der Festigkeit konnte eine Fitfunktion ermittelt werden, die durch Ergebnisse der Schweißversuche bestätigt werden konnte.
- Die entwickelte Berechnungsmethode für das USERP-Verfahren erlaubt es, die Festigkeitskennwerte der IMP-behafteten Fügezone auf Punktschweißverbindungen zu übertragen und das Bruchverhalten zu erklären. Am Beispiel der Verbindung AlMg3 und DC01 werden immer dann Ausknöpfbrüche erreicht, wenn der Punktdurchmesser mindestens dem vierfachen der Aluminiumblechdicke entspricht und die Festigkeit der Fügeebene größer ist als die Festigkeit der Aluminiumschmelze. Hierfür ist eine IMP < 8 μm notwendig.
- Das Ultraschallschweißen ist als Fügeprozess von untergeordneter Bedeutung. Die Fügezone weist mit größer werdender Ultraschalleinwirkzeit t_E eine wachsende FeAl_3 -Schicht auf, jedoch zeigten alle Proben nach dem Widerstandsschweißen vergleichbare maximale Scherzugkräfte. Der Ultraschallschweißprozess dient dem Durchbrechen der Oxidschichten an Aluminium und Stahl und verhindert eine erneute Oxidation. Werden die Bleche im Bereich der Fügezone statt dem Ultraschallschweißprozess unmittelbar vor dem Widerstandsschweißen abgefräst, sind vergleichbare Festigkeiten nachweisbar.

Weiterentwicklungen der Arbeit sollten in folgenden Bereichen erfolgen:

- Grundvoraussetzung für das Gelingen von Mischverbindungen zwischen Stahl und Aluminium ist die Aktivierung der Bauteiloberfläche. Dazu muss diese von Oberflächenschichten und Passivierungen befreit werden. Erforscht werden sollte, ob die Stahl- oder Aluminiumoberfläche entscheidend für das vorzeitige Versagen der Verbindung ist. Jibran [Jib15] berichtet davon, dass Stahloxide entfernt werden sollten. Auch Neudel [Neu13] berichtete vom positiven Einsatz verzinkter Stahloberflächen, die durch Schmelzen und Verdrängen der Zinkschicht unmittelbar vor dem Schmelzen des Al-Werkstoffs eine metallisch blanke Stahloberfläche zur Verfügung stellen.
- Die Simulationssoftware Sorpas gibt wichtige Hinweise zur Temperatur während des Widerstandsschweißens. Die Datenbank enthält bisher vorrangig Stahlwerkstoffe, deren temperaturabhängiges Verhalten implementiert ist. Die Datenbank sollte neben den Aluminiumwerkstoffen insbesondere um das Umwandlungs- und Entfestigungsverhalten von Aluminiumlegierungen erweitert werden, um zuverlässigere Festigkeits- und Prozesssimulationsergebnisse zu erhalten. Mit den Erkenntnissen dieser Arbeit wäre auch das IMP-Wachstum modellierbar.
- Der Einfluss des Widerstandsprozesses muss detaillierter betrachtet werden. Da in den Untersuchungen große Wachstumskoeffizienten beobachtet wurden, scheint die Diffusion über die thermische und mechanische Aktivierung hinaus begünstigt. In den vorliegenden Untersuchungen wurde Gleichstrom mit einer Stromflussrichtung vom Stahl in Richtung Aluminium gewählt. Der Einfluss des Peltiereffekts mit Umkehr der Stromflussrichtung sollte auch im Hinblick auf den industriellen Einsatz analysiert werden.

13 Literaturverzeichnis

- [Ach80] Achar, D. R. G., Ruge, J., Sundaresan, S.: Metallurgical and mechanical investigations of aluminium-steel fusion welds (I-III), Aluminium 56 (1980) 6, pp. 391-397, Aluminium 56 (1980) 7, pp. 465-469, Aluminium 56 (1980) 8, pp. 533-536
- [Agh21] AGHAJANI DERAZKOLA, H., et al. Effects of Rapid Cooling on Properties of Aluminium-Steel Friction Stir Welded Joint. Materials 2021, 14, 908. 2021.
- [Bar08] Bargel, H.-J., Schulze, G.: Werkstoffkunde, 10. Auflage, Springer Verlag, Leipzig, 2008
- [Bil15] Billur, E., et al. Forming of New Generation AHSS Using Servo Presses, Proceedings of 5th International Conference on Accuracy in Forming Technologies, Chemnitz. 2015. S. 175-191.
- [Bra99] Brandes, E. A., Brook, G. B.: Smithells Metals Reference Book, Verlag Butterworth-Heinemann, 7. Auflage, Oxford, 1999
- [Bra12] Brandhuber, M.: Verbesserung der Prognosegüte des Versagens von Punktschweißverbindungen bei höchstfesten Stahlgüten, Dissertation, 2012
- [Bro09] Broda, T.; Herrmann, J.; Uhlmann, M. Füge-technologien für Mischverbindungen durch Lotapplikation mittels Ultraschallschweißen. DVS-Berichte, 2009, S. 206-212.
- [Brü04] Brüdgam, S., Freitag, V., Hahn, O.: Fügesystemoptimierungen für Mischbauweisen im Karosseriebau, ATZ Band 106 (2004), Heft 12, S. 1132-1141
- [Cha03a] Chao, Y. J.: Ultimate Strength and Failure Mechanism of Resistance Spot Weld Subjected to Tensile, Shear, or Combined Tensile/Shear Loads, Journal of Engineering Materials and Technology 125, 2003, S. 125 – 132
- [Cha03b] Chao, Y. J.: Failure Mod of spot welds: interfacial versus pullout, Science and Technology of Welding and Joining 8, 2003, S. 133 – 137
- [Che18] CHEN, Jian, et al. Multi-scale mechanical modeling of Al-steel resistance spot welds. Materials Science and Engineering: A, 2018, 735. Jg., S. 145-153.
- [Dec00] Decker, K.-H.: Maschinenelemente, Hanser Verlag, München, 2000
- [Dub97] Dubbel – Taschenbuch für den Maschinenbau, 19. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 1997
- [Eck14] Eckstein, L.: Abschlussbericht: CO2-Emissionsreduktion bei Pkw und leichten Nutzfahrzeugen nach 2020, Aachen, 2014

- [Eck19] Eckermann, Erik. Von der Monokultur zum Materialmix–Werkstoffe und Werkstoffkombinationen im Karosseriebau. In: Karosseriebautage Hamburg 2017. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2017. S. 133-159.
- [EUV09] Verordnung (EG) Nr. 443/2009: Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO₂-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen, Brüssel, 2009
- [FAT14] FAT-Schriftenreihe 266: Entwicklung einer numerischen Methode zur Berücksichtigung stochastischer Effekte für die Crash Simulation von Punktschweißverbindungen, FAT-Schriftenreihe 266, 2014
- [FKM02] FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss und Aluminiumwerkstoffen, Forschungskuratorium Maschinenbau, VDMa Verlag, Frankfurt am Main, 2002
- [Fri11] Fritze, A.-K., Dahms, S., Gemse, F. et al.: Untersuchungen zur Verschweißbarkeit der Mischverbindung AlMg₃ und X5CrNi18-10, DVS-Berichte 275, 2011, S. 455 – 450
- [Fri17] Friedrich, H.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik, 2. Auflage, Springer Verlag, Wiesbaden, 2017
- [Goe05] Goede, M., Ferkel, H., Stieg, J., Dröder, K.: Mischbauweisen Karosseriekonzepte - Innovationen durch bezahlbaren Leichtbau, 14. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentchnik, Aachen, 2005
- [Had15] Haddadi, F.: Rapid intermetallic growth under high strain rate deformation during high power ultrasonic spot welding of aluminium to steel. *Materials & Design*, 2015, 66. Jg., S. 459-472.
- [Hai02] Betriebsfestigkeit, Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2002
- [Hai02] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit, Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin; Heidelberg; New York; Hongkong; London; Mailand; Paris Tokio 2002
- [Hai75] Haibach, E., Atzori, B.: Ein statistisches Verfahren für das erneute Auswerten von Ergebnissen aus Schwingfestigkeitsversuchen und für das Ableiten von Bemessungsunterlagen, angewandt auf Schweißverbindungen aus AlMg₅, Mitteilung des LBF Darmstadt, 4-1975, S. 267-272

-
- [Hal01] Haldenwanger, H., Korte, M.: Innovative Fügekonzepte für die Mischbauweise im Fahrzeugbau – vornehmlich Karosserie, DVS-Berichte 212 (2001), S. 140-146
- [Har89] Haramaki, T., Funamoto, T., Shida, T.: Characteristics of press-soldered joints by using resistance heating, Quarterly Journal of the Japan Welding Society 7 (1989) 3, S. 348 – 351
- [Hob77] Hobbacher, A.: Zur Auswertung von Schwingfestigkeitsversuchen an Schweißverbindungen, Schweißen und Schneiden 4-1977, S. 143-146
- [Hus13] Husain, H. H., Daud, A. R., Daud, M., et al.: Transformation of intermetallic Layer due to Oxidation heat treatment on hot-dipped Aluminum coated Steel, Journal of Nuclear and Related Technologies, 2013, 10. Jg, Nr. 2, S. 65-69
- [IGF16] Forschungsbericht „Einfluss von Punktdurchmesser, Fehlstellen und Imperfektionen auf das Festigkeitsverhalten von Aluminiumpunktschweißverbindungen“, AiF IGF-Nr.: 17789 N, 2016
- [Ike05] Ikeuchi, K., Yammamoto, N., Thahashi, M. et al.: Effect of Interfacial Reaction Layer on Band Strength of Friction-Bonded Joint of Al Alloys to Steel, Transactions of JWRI, 2005, Osaka, Jg. 34, Nr. 1, S. 1 – 10.
- [Jah02] Jahn, A., Zschetsche, J., Füssel, U. et al: Warmpresslötten von Mischverbindungen für den Leichtbau, Schweißen und Schneiden, Düsseldorf, 2002, 54. Jg., Nr. 11. S. 644-648
- [Jah07] Jahn, S.: Technologieentwicklung zur Herstellung variantenreicher innenstrukturierter Bauteile und Werkzeuge, Dissertation, Ilmenau, 2007
- [Jib15] Jibrán, R.: Literature Survey on aluminizing, 2015
- [Jue12] Jüttner, S.: Neue Fügeverfahren im Karosserie-Leichtbau - Anwendungspotentiale für das Reib-schweißen, [www. sensitive-fuegetechnik.de](http://www.sensitive-fuegetechnik.de), 10.09.2012
- [Kaj06] Kajihara, M.: Quantitative evaluation of interdiffusion in Fe₂Al₅ during reactive diffusion in the binary Fe–Al system. Materials transactions, 2006, 47. Jg., Nr. 6, S. 1480-1484.
- [Kob02] Kobayashi, S., Yakou, T.: Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. Materials science and engineering: A, 2002, 338. Jg., Nr. 1, S. 44-53.
- [Kop97] Koppe, K., Sitte, G.: Umformwiderstandsschweiß- und Lötprozesse – neue Verbindungstechniken für Feinbleche, Fachtagung “Fügen und Konstruieren im Schienenfahrzeugbau”, Halle, 1997, S. 33-36

- [Kop01] Koppe, K., Jüttner, S., Graul, M.: Widerstandspunktschweißen mit Zusatzwerkstoff für spezielle Anwendungen im Automobilbau, DVS-Berichte 216 (2001), S. 66-70
- [Kot19] Kotschote, C.: Widerstandspunktschweißen mit Stanzelement, Dissertation, Ilmenau, 2019
- [Kre02] Kreimeyer, M., Sepold, G., Griqui, B. et al.: Kombinierte Schweiß-Lötverfahren zum Fügen von Aluminium- und Stahlblechen im Stumpfstoß mit Hochleistungslasern, DVS-Berichte 220, Düsseldorf, 2002, S. 256 – 261
- [Kun14] Kunze, S.: Beitrag zur Erhöhung der Prozesssicherheit beim Punktschweißen und Punktschweißkleben von Aluminiumkarosseriewerkstoffen, Dissertation, Paderborn, 2014
- [Kur22] KURABAYASHI, Kota; TOKITA, Shun; SATO, Yutaka S. Effect of Ni Addition on the Interfacial Strength of Al/Cu Dissimilar Welds Produced by Friction Stir Lap Welding. *Metals*, 2022, 12. Jg., Nr. 3, S. 453.
- [Lee07] Lee, K.-J., Kumai, S., Kawamura, N., et al.: Growth manner of intermetallic compounds at the weld interface of steel/aluminum alloy lap joint fabricated by a defocused laser beam. *Materials transactions*, 2007, 48. Jg., Nr. 6, S. 1396-1405.
- [Lep07] LEPKA, E.; RZADKOSZ, S. Coatings produced in aluminium bath on high-carbon alloys with additions of chromium and nickel. *Archives of Foundry Engineering*, 2007, 7. Jg., Nr. 3, S. 263-268.
- [Let04] Letsch, S., Meschut, G., Küting, J. et al.: Mechanische Fügetechnik für die Mischbauweise, Schweißen und Schneiden, 2004, 56. Jg., Nr. 4, S. 460 – 467
- [Leu84] Leuschen, B.: Beitrag zum Tragverhalten Aluminium- und Aluminium/Stahl-Widerstandsschweißverbindungen bei verschiedenartiger Beanspruchung, Dissertation, 1984
- [Lis98] Lison, R.: Wege zum Stoffschluss über Schweiß- und Lötprozesse, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1998
- [Mat15] Matysik, P., Józwiak, S., Czujko, T.: Characterization of Low-Symmetry Structures from Phase Equilibrium of Fe-Al System-Microstructures and Mechanical Properties, *Materials* 8 (2015), S. 914-931
- [Mov14] MOVAHEDI, M., et al. Growth kinetics of Al–Fe intermetallic compounds during annealing treatment of friction stir lap welds. *Materials characterization*, 2014, 90. Jg., S. 121-126.

-
- [Neu13] Neudel, C.: Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau, Dissertation, Universität Erlangen, 2013
- [Nie13] Nielsen, C. V., et al.: Modeling of Thermo-Electro-Mechanical Manufacturing Processes, Springer Verlag, London, 2013
- [Nie15] Nielsen, C. V., et al.: Numerical methods in simulation of resistance welding, Proceedings of the VI International Conference on Coupled Problems in Science and Engineering, 2015
- [Oza12] Ozaki, H., Kutsuna, M.: Dissimilar Metal Joining of Zinc Coated Steel and Aluminum Alloy by Laser Roll Welding. INTECH Open Access Publisher, 2012.
- [Pat12a] Offenlegungsschrift DE102012020223A1: Verfahren zum Fügen von zwei aus unterschiedlichen Metallwerkstoffen gebildeten Bauteilen mit einem Schweißhilfselement, sowie hierfür verwendbares Schweißhilfselement und hiermit hergestellter Bauteilverbund, 2012
- [Pat12b] Offenlegungsschrift DE102012013014A1: Fügen von zwei Fügepartnern mittels einer Kombination eines elektrischen Widerstandsschweißens und eines Reibschweißens, 2012
- [Por20] N.N.: www.newsroom.porsche.com, Einsicht am 10.08.2020
- [Pou07] Pouranvari, M., Asgari, H. R., Mosavizadch, S. M., et al.: Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds, Science and Technology of Welding and Joining 12, 2007, S. 217 – 225
- [Rad00] Radaj, D., Sonsino, C. M.: Ermüdungsfestigkeit von Schweißverbindungen nach lokalen Konzepten, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2000
- [Rad06] Radaj, D., Sonsino, C. M., Fricke, W.: Fatigue assessment of welded joints by local approaches, Woodhead Publishing, Cambridge, 2006
- [Rad08] Radakovic, D. J., Tumuluru, M.: Predicting Resistance Spot Weld Failure Modes in Shear Tension Tests of Advanced High-Strength Automotive Steels, Welding Journal 87, 2008, S. 96 – 105
- [Rat04] Rathod, M. J.; Kutsuna, M.: Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding. WELDING JOURNAL-NEW YORK, 2004, 83. Jg., Nr. 1, S. 16-S.
- [Rad96] Radscheid, C.: Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl, Dissertation, Universität Bremen, 1996

- [Rei11] Reisgen, U., Steiners, M., Geffers, C. et al.: Lichtbogenfügen von Stahl-Aluminium-Mischverbindungen zum strukturellen Leichtbau im modernen Fahrzeugbau, DVS Berichte 275, Düsseldorf, 2011, S. 488 – 492
- [Reu14] Reuter, M.: Methodik der Werkstoffauswahl: der systematische Weg zum richtigen Material. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014
- [Rud14] Rudolf, H., Yang, Y., Hannig, M., et al.: Schweißprozesssimulation von Punktschweißverfahren mit Schweißeinlage für den Fahrzeugmischbau, 16. Kolloquium Widerstandsschweißen und alternative Verfahren, Halle, 2014, S. 57 – 62
- [Rya66] Ryabov, V. R. and V. I. Yumatova: Effects of the Chemical Composition of Filler Wires on the Strength of the Joints between Steel and Aluminium, Automatic Welding 19 (1966) 12. p. 18/24.
- [Rya68] Ryabov, V. R., Losowskaja, A. W.: Untersuchung der Schmelzzonen zwischen Aluminium und Stahl, Schweißtechnik, 1968, 18. Jahrgang, Nr. 9, S. 399 – 403
- [Rya69] Ryabov, V. R.: Schmelzschweißen von Aluminium mit Stahl, Verlag Wissenschaftliche Gedanken, Kiew, 1969
- [Rya85] Ryabov, V. R.: Aluminizing of Steel, Oxonian Press, Neu Dheli, 1985
- [Sch01] Schmid, G., Korte, M., Walther, U.: Punktschweißkleben im Automobilbau, DVS-Berichte 213, Düsseldorf, 2001, S. 53-58
- [Sch09] Schuster, J.: Schweißen von Eisen-, Stahl- und Nickelwerkstoffen, DVS Media, Düsseldorf, 2009
- [Sch17] Schimroszik, N.: Rückschläge in Siege verwandeln, Finanzbuchverlag, München, 2017
- [SEP11] SEP1220-2:2011: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl - Teil 2: Widerstandspunktschweißen
- [Shi13] Shi, Yu, et al.: Effects of Si and Mg elements on the microstructure of aluminum–steel joints produced by pulsed DE-GMA welding–brazing. Materials Science and Technology, 2013, 29. Jg., Nr. 9, S. 1118-1124.
- [Sit80] Sitte, G.: Elektrodenspitzentemperatur und Standzeit, ZIS Mitteilungen 22, 4, 1980, S. 396-405
- [Sit98] Sitte, G., Koppe, K., Hindorf, H.: Punktförmiges flussmittelfreies Widerstandslöten, Blech, Rohre, Profile 45, Heft 9, Bamberg, 1998, S. 57-58
- [Sit09] Sitte, G.: Widerstandspunktlöten von höherfesten und austenitischen Feinblechen, Schweißen und Schneiden, Düsseldorf 61 (2009) Heft 5, S. 254-259

- [Son05a] Sonsino, C. M., Maddox, S. J., Haagenzen, P.: A Short Study on the Form of the SN-Curves for Weld Details in the High-Cycle-Fatigue Regime, IIW Doc. XIII-2045-05 (2005)
- [Son05b] Sonsino, C. M.: „Dauerfestigkeit“ – Eine Fiktion, Konstruktion 4-2005, S. 87 – 92
- [Son05c] Sonsino, C. M., Maddox, S. J., Haagenzen, P.: A Short Study on the Form of the SN-Curves for Weld Details in the High-Cycle-Fatigue Regime, IIW Doc. XIII-2045-05 (2005)
- [Son05d] Sonsino, C. M.: „Dauerfestigkeit“ – Eine Fiktion, Zeitschrift „Konstruktion“ 4-2005, S. 87 – 92
- [Sta07] Staubach, M., Jüttner, S., Füssel, U. et al.: Fügen von Stahl-Aluminium-Mischverbindungen mit energiereduzierten MSG-Verfahren und Zusatzwerkstoffen auf Aluminium- und Zinkbasis, Schweißen und Schneiden, Düsseldorf, 2007, 59. Jg., Nr. 6, S. 302-313
- [Sta09] Staubach, M.: Eigenschaften schweißgelöteter Stahl/Aluminium-Mischverbindungen unter Verwendung wärmearmer MSG-Prozess Dissertation, Technische Universität Dresden, 2009
- [Sun04] Sun, X. Stephens, E. V., Khaleel, A. et al.: Resistance spot welding of aluminum alloy to steel with transition material-from process to performance-part I: experimental study. WELDING JOURNAL-NEW YORK-, 2004, 83. Jg., S. 188-S.
- [Tan09] Tanaka, Y., Kajihara, M.: Morphology of compounds formed by isothermal reactive diffusion between solid Fe and liquid Al. Materials transactions, 2009, 50. Jg., Nr. 9, S. 2212-2220.
- [Tem07] Temizel, G., Özenbas, M.: Intermetallic phase formation at Fe-Al film interfaces. Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences, 2007, 31. Jg., Nr. 2, S. 71-78.
- [Tho11] Thomy, C., Vollertsen, F.: Aktuelle Entwicklungen beim thermischen Fügen von Aluminium-Stahl-Mischverbindungen, DVS Berichte 275, Düsseldorf, 2011, S. 84 – 90
- [Wal00] Wallentowitz, H., Renner, C.: Verbrauchseinsparungen bei Gewichtsoptimierungen. In: Studiengesellschaft Stahlanwendung e. V. (Hrsg.): Tagungsband 733 - Einladungskolloquium Stahl für moderne Automobile (Frankfurt am Main, 16. März 2000). Düsseldorf, 2000 – Vereinsschrift, S. 21 – 31
- [Wan14] Wang, Q., Leng, X., Yang, T., et al.: Effects of Fe—Al intermetallic compounds on interfacial bonding of clad materials. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24. Jg., Nr. 1, S. 279-284.

- [Wes04] Wesemann, J., Kunze, R.: Kraftfahrzeuge der Zukunft – Rolle der Werkstoffe, Stahl und Eisen 124 (2004), Nr. 11, S. 130-134
- [Wit01] Wittke, K., Scheel, W., Köhler, G.: Schweißen oder Übersoliduslöten? DVS-Berichte Band 212, 2001, S. 335 – 341
- [Wod04] Wodara, J.: Ultraschallfügen und –trennen, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2004
- [Woi17] Woizeschke, P.: Eigenschaften laserstrahlgefügter Mischverbindungen aus Aluminium und Titan in Abhängigkeit der Kantengeometrie und Halbzeugstruktur, Dissertation, Bremen, 2017
- [Yaj05] Yajiang, Li, et al. Diffusivity of Al and Fe near the diffusion bonding interface of Fe3Al with low carbon steel. Bulletin of Materials Science, 2005, 28. Jg., Nr. 1, S. 69-74.
- [Yan00] Yan, M.; Fan, Z. The erosion of H21 tool steel in molten A380 alloy. Journal of materials science, 2000, 35. Jg., Nr. 7, S. 1661-1667.
- [Zha12] Zhang, H., Senkara, J.: Resistance Welding, CRC Press, London, 2012
- [Zha21] ZHANG, Guotao; LI, Yongbing; LIN, Zhongqin. Failure Mechanism of Al–Steel Resistance Spot Welding (RSW) Welds and a Metallic Bump Printed on Al Sheet-Assisted RSW (MBaRSW/Al) Welds During Lap-Shear Tests. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52. Jg., Nr. 11, S. 4922-4933.
- [Zhe11] Zhe, M., Dezellus, O., Gardiola, B., et al.: Chemical changes at the interface between low carbon steel and an Al-Si alloy during solution heat treatment, Journal of phase equilibria and diffusion, 2011, 32. Jg., Nr. 6, S. 486-497.
- [Zvo19] Zvorykina, A., Scherepenko, O.; Jüttner, S.: Novel projection welding technology for joining of steel-aluminum hybrid components—part 1: technology and its potential for industrial use. *Welding in the World*, 2020, 64. Jg., Nr. 2, S. 317-326.

14 Normen und Merkblätter

- DIN EN ISO 14324 Widerstandspunktschweißen - Zerstörende Prüfung von Schweißungen - Schwingfestigkeitsprüfung von Punktschweißverbindungen, 2003
- DIN 8580 Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung, 2003
- DIN 8593-0 Fertigungsverfahren Fügen – Teil 0: Allgemeine Einordnung, Unterteilung, Begriffe, 2003
- DIN EN 10164 Stahlerzeugnisse mit verbesserten Verformungseigenschaften senkrecht zur Erzeugnisoberfläche – Technische Lieferbedingungen, 2004

DIN EN 14610	Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse, 2005
DIN EN 15085-3	Bahnanwendungen - Schweißen von Schienenfahrzeugen und -fahrzeugteilen - Teil 3: Konstruktionsvorgaben, 2010
DIN EN 10130	Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen – Technische Lieferbedingungen, 2006
DIN ISO 857-2	Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe – Teil 2: Weichlöten, Hartlöten und verwandte Begriffe, 2007
DIN EN ISO 16432	Widerstandsschweißen – Verfahren zum Buckelschweißen von niedriglegierten Stählen mit oder ohne metallischen Überzug, 2007
DIN EN ISO 24373	Schweißzusätze – Massivdrähte und -stäbe zum Schmelzschweißen von Kupfer und Kupferlegierungen – Einteilung, 2009
DIN EN 485-2	Aluminium und Aluminiumlegierungen – Bänder, Bleche und Platten – Teil 2: Mechanische Eigenschaften, 2016
DIN EN ISO 6892-1	Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 2016
DIN 50125	Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben
DIN EN ISO 14273	Widerstandsschweißen – Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen - Probenmaße und Verfahren für die Scherzugprüfung an Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln, 2016
DIN EN ISO 14272	Widerstandsschweißen – Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen – Probenmaße und Verfahren für die Kopfzugprüfung an Widerstandspunkt- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln, 2016
DIN EN 4624	Abreißversuch zur Bestimmung der Haftfestigkeit, 2016
DIN EN ISO 7438	Metallische Werkstoffe – Biegeversuch, 2012
DVS 2902-1	Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke – Übersicht, 2001
DVS 2902-3	Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke – Konstruktion und Berechnung, 2016
DVS 2916-1	Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen - Zerstörende Prüfung, quasistatisch, 2014
DVS 2944	Widerstandsbuckelschweißen an NE-Metallen und Werkstoffpaarungen für Kleinteile, 2017

Broda: Bestimmung der Verbindungseigenschaften beim punktförmigen Schweißen von Aluminiumlegierungen mit Stahl

Bei Schweißverbindungen zwischen Stahl und Aluminiumlegierungen kommt es infolge unkontrollierter Wärmeeinbringung zu einer Verminderung der Festigkeit und Verformbarkeit. Die Bildung intermetallischer Phasen ist hierfür die Ursache. Das neuartige Ultraschall-Element-Widerstandspunktschweißen wird zur gezielten Erzeugung intermetallischer Phasen durch definierten Energieeintrag eingesetzt. Die Festigkeit der Fügezone wurde mithilfe einer eigens entwickelten Sonderzugprobe bestimmt. Es wurde nachgewiesen, dass ein Verbindungsversagen durch die intermetallische Phase auftritt, wenn die Festigkeit der Verbindungszone kleiner ist als die Festigkeit des Aluminiumwerkstoffs. Diese Erkenntnisse sind in ein Berechnungskonzept eingeflossen, das erstmals intermetallische Phasen als Bemessungsgröße berücksichtigt. Die Berechnung der übertragbaren Lasten bei Kopf- und Scherzug und die Prognose der zu erwartenden Bruchart werden ermöglicht.

