

Ein Beitrag zum stoffschlüssigen Fügen durch plastische Deformation: partielles  
Kaltpressschweißen durch inkrementelles Walzen

Hans Christian Schmidt

Dieses in Lua $\text{\LaTeX}$  gesetzte Dokument verwendet die Schriftarten  $\text{\TeX}$  Gyre Termes,  $\text{\TeX}$  Gyre Heros und  $\text{\TeX}$  Gyre Cursor.

Dieses Werk ist unter einer Creative Commons Lizenz vom Typ Namensnennung - Nicht-kommerziell - Weitergabe unter gleichen Bedingungen 4.0 International zugänglich.

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/>



**Ein Beitrag zum stoffschlüssigen Fügen durch plastische Deformation:  
partielles Kaltpressschweißen durch inkrementelles Walzen**

zur Erlangung des akademischen Grades  
DOKTOR DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)  
der Fakultät für Maschinenbau  
der Universität Paderborn

genehmigte  
DISSERTATION

von  
Hans Christian Schmidt  
aus Bielefeld

Tag des Kolloquiums: 10.12.2018

Referent: Prof. Dr.-Ing. Werner Homberg

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier



---

## **Kurze Zusammenfassung**

Gegenstand dieser Arbeit ist das Kaltpressschweißen von Blechen durch ein inkrementelles Prozessregime und die Wirkung von elektrochemischen Oberflächentechnologien zur Aktivierung der Blechoberflächen. Mit dem inkrementellen Ansatz zum Pressschweißen konnten partiell verbundene Platinen durch die lokale Umformung gefügt und zu Verbundplatinen verschweißt werden. Der untersuchte Prozess des inkrementellen Walzens wurde durchgehend charakterisiert und in einem ersten Ansatz analytisch beschrieben (Walzkraft und -moment). Die zu erwartende Verbundfestigkeit konnte in einer vereinfachten teil-analytischen Vorhersage mit guter Übereinstimmung zu den Versuchsergebnissen abgebildet werden. Maßnahmen zur Steigerung der erreichbaren Verbundfestigkeit wurden untersucht und konnten u. a. durch die Anpassung der Werkzeugform erreicht werden. In einer Analyse wurde der Einfluss von metallischen und organischen Beschichtungssystemen auf das Pressschweißverhalten ermittelt, systematisch charakterisiert und Möglichkeiten für eine prozessintegrierte in-line Aktivierung konzipiert. Die Möglichkeiten zur Abbildung von Pressschweißvorgängen in der numerischen Simulation wurden mit Hilfe einer benutzerdefinierten Subroutine beispielhaft in ein FE-Modell implementiert und damit als Ergänzung zu den umfangreichen experimentellen Untersuchungen die Grundlage für eine effektive Prozessauslegung geschaffen.

## **Summary**

This thesis investigates the cold pressure welding of sheet metal blanks. An incremental process design was chosen in order to weld the metal blanks. The prior surface treatment aiming for a specific activation of the metal surfaces was done by means of electrochemical surface technology. The proposed incremental forming process is capable of pressure welding two dissimilar materials like steel and aluminium to form a hybrid tailored metal blank. In order to gain a better understanding of the welding process investigated a thorough analytical description of the process was derived - including a semi-analytical prediction of the overall achievable weld strength at a given thickness reduction. The presented model is found to be in good agreement to the experimental results. Moreover the influence of various metallic and organic coatings on cold weld-ability has been investigated as well as a suitable process design for their in-line application. Further investigations e. g. by finite element analysis were made possible by using a specially developed contact-routine presented in this thesis.



# Liste der Veröffentlichungen

Einige Inhalte dieser Arbeit sind in folgenden Veröffentlichungen vertieft dargestellt:

- I. HORDYCH, H. C. SCHMIDT, W. HOMBERG und H. J. MAIER. „Influence of Heat-Pretreatments on the Microstructural and Mechanical Properties of Galvan-Coated Metal Bonds“. In: *AIP Conference Proceedings 1960*. Bd. 1960. 2018, S. 040007
- H. C. SCHMIDT, A. G. ORIVE, W. HOMBERG, G. GRUNDMEIER, I. HORDYCH und H. J. MAIER. „Cold Pressure Welding Aluminium-Steel Blanks: Manufacturing Process and Electrochemical Surface Preparation“. In: *AIP Conference Proceedings 1960*. Bd. 1960. 2018, S. 050007
- H. C. SCHMIDT, O. GRYDIN, M. STOLBCHENKO, W. HOMBERG und M. SCHAPER. „Manufacture of thin-walled clad tubes by pressure welding of roll bonded sheets“. In: *Proceedings of the ESAFORM 2017 // Proceedings of the 20th International ESAFORM Conference on Material Forming*. Hrsg. von D. BRABAZON, S. NAHER und I. U. AHAD. AIP Conference Proceedings. Dublin, Ireland: AIP Publishing, 2017, S. 110003. ISBN: 9780735415805
- C. HOPPE, C. EBBERT, R. GROTHE, H. C. SCHMIDT, I. HORDYCH, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Influence of the Surface and Heat Treatment on the Bond Strength of Galvanized Steel/Aluminum Composites Joined by Plastic Deformation“, *Adv. Eng. Mater.* **18.8** (2016), S. 1371–1380
- C. HOPPE, C. EBBERT, M. VOIGT, H. C. SCHMIDT, D. RODMAN, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Molecular Engineering of Aluminum-Copper Interfaces for Joining by Plastic Deformation“, *Adv. Eng. Mater.* **18.6** (2016), S. 1066–1074
- I. HORDYCH, D. RODMAN, F. NÜRNBERGER, C. HOPPE, H. C. SCHMIDT, G. GRUNDMEIER, W. HOMBERG und H. J. MAIER. „Effect of Pre-Rolling Heat Treatments on the Bond Strength of Cladded Galvanized Steels in a Cold Roll Bonding Process“, *Steel. Res. Int.* **87.12** (2016), S. 1619–1626
- H. C. SCHMIDT, W. HOMBERG, C. HOPPE, G. GRUNDMEIER, I. HORDYCH und H. J. MAIER. „Cold pressure welding by incremental rolling: Deformation zone analysis“. In: *ESAFORM 2016: Proceedings of the 19th International ESAFORM Conference on Material Forming // ESAFORM 2016*. Hrsg. von F. CHINESTA, E. CUETO und E. ABISSET-CHAVANNE. AIP Conference Proceedings. Melville, New York: AIP Publishing, 2016, S. 100013. ISBN: 9780735414273

- 
- H. C. SCHMIDT und C. HOPPE. „Elektrochemisch unterstütztes Fügen von Blechförmigen Werkstoffen durch Umformen“. In: *LH insight : Forschung im Institut für Leichtbau mit Hybrid-systemen*. Hrsg. von INSITUT FÜR LEICHTBAU MIT HYBRIDSYSTEMEN. Paderborn: Universität Paderborn, ILH, 2016, S. 22–24
- H. C. SCHMIDT, C. EBBERT, D. RODMAN, W. HOMBERG, G. GRUNDMEIER und H. J. MAIER. „Investigation of Cold Pressure Welding: Cohesion Coefficient of Copper“, *KEM 651-653* (2015), S. 1421–1426
- C. EBBERT, H. C. SCHMIDT, D. RODMAN, F. NÜRNBERGER, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Joining with electrochemical support (ECUF): Cold pressure welding of copper“, *J. Mater. Process. Tech.* **214**.10 (2014), S. 2179–2187
- H. C. SCHMIDT, D. RODMAN, O. GRYDIN, C. EBBERT, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Joining with Electrochemical Support: Cold Pressure Welding of Copper – Weld Formation and Characterization“, *AMR 966-967* (2014), S. 453–460
- H. C. SCHMIDT und W. HOMBERG. „Hybrid - Neue Werkstoffe und Prozesse für den Leichtbau“. In: *20. Sächsische Fachtagung Umformtechnik*. Hrsg. von A. BROSIUS. Dresden: TU Dresden, 2013, S. 25–32. ISBN: 978-3-86780-366-3
- H. C. SCHMIDT, W. HOMBERG, G. GRUNDMEIER und H. J. MAIER. „Partial Joining of Blanks with Electrochemical Support (ECUF)“, *KEM 554-557* (2013), S. 1091–1095
- W. HOMBERG, H. C. SCHMIDT, A. STRUWE und O. AKST. „New Materials - Driver for Innovative Production Processes“. In: *Proceedings of the IDDRG Conference 2012*. Hrsg. von A. TEWARI, K. NARASIMHAN und P. P. DATE. Mumbai, Indien, 2012, S. 34–39

#### Weitere Veröffentlichungen:

- F. HANKELN, B. GORNY, C. LAUTER, H. C. SCHMIDT, U. DAMEROW, R. MAHNKEN, H. J. MAIER, T. TROESTER und W. HOMBERG. „Simulation and Manufacturing of Deep Drawn Parts Reinforced by Carbon Fibre Prepegs“. In: *Proceedings of the International Conference on Mechanics of nano, Micro and Macro Composite Structures*. Hrsg. von A. FERREIRA und E. CARRERA. Turin, Italien, 2012
- H. C. SCHMIDT, U. DAMEROW, C. LAUTER, B. GORNY, F. HANKELN, W. HOMBERG, T. TROESTER, H. J. MAIER und R. MAHNKEN. „Manufacturing Processes for Combined Forming of Multi-Material Structures Consisting of Sheet Metal and Local CFRP Reinforcements“, *KEM 504-506* (2012), S. 295–300
- H. C. SCHMIDT, U. DAMEROW und W. HOMBERG. „Effiziente Herstellung hybrider Strukturbauteile aus Stahl und CFK - Gemeinsame Umformung von Einzel- und Doppelblechen mit CFK-Prepegs“. In: *4th International Conference on Accuracy in Forming Technology*. Hrsg. von R. NEUGEBAUER. Berichte aus dem IWU. Auerbach: Verl. Wiss. Scripten, 2012, S. 195–203. ISBN: 978-3-942267-61-8

---

H. C. SCHMIDT, U. DAMEROW und W. HOMBERG. „Manufacturing of Hybrid Reinforced Structures - Combined Forming of Double Blanks with Carbon Fibre Prepregs“. In: *Proceedings of the 3rd International Conference on New Forming Technology*. Hrsg. von S. J. YUAN, F. VOLLERTSEN, Z. R. WANG und T. A. DEAN. Harbin, China, 2012

H. C. SCHMIDT und C. LAUTER. „Stahl-CFK-Strukturen wie Tiefziehteile fertigen“, *Maschinen Markt - Composites World* März (2013), S. 22–25



# Inhaltsverzeichnis

<b>Formelverzeichnis</b>	<b>xv</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Kenntnisse</b>	<b>3</b>
2.1 Umformtechnisches Fügen . . . . .	3
2.2 Stoffschlüssige Fügeverfahren . . . . .	4
2.3 Walzplattieren . . . . .	7
2.3.1 Umformen durch Walzen . . . . .	8
2.3.2 Entwicklungen in der Plattiertechnik . . . . .	11
2.4 Kaltpressschweißen . . . . .	12
2.4.1 Verbindungsaufbau und Verbundfestigkeit nach der Schichtentheorie . . . . .	15
2.4.2 Weitere Modellierungsansätze von Pressschweißverbunden . . . . .	21
2.5 Oberflächenaktivierung für das Pressschweißen . . . . .	22
2.5.1 Konzept der elektrochemischen Aktivierung . . . . .	26
2.5.2 Redoxreaktion von Metalloxid . . . . .	27
2.6 Oberflächenreibung . . . . .	29
2.7 Tailored Products . . . . .	32
<b>3 Motivation und Zielsetzung</b>	<b>35</b>
<b>4 Aufbau der Untersuchungen</b>	<b>37</b>
4.1 Versuchsstand und Werkzeuge . . . . .	38
4.1.1 Werkzeug zum Pressschweißen . . . . .	38
4.1.2 Werkzeug zum inkrementellen Walzen . . . . .	38
4.2 Untersuchte Werkstoffe . . . . .	39
4.3 Elektrochemische Oberflächenvorbehandlungen . . . . .	41
4.3.1 Aktivierung durch Oxidreduktion . . . . .	41
4.3.2 Elektrodeposition von metallischen Beschichtungen . . . . .	45
4.4 Mechanische Prüfung von Pressschweißverbunden . . . . .	47
4.4.1 Optische Flächenermittlung . . . . .	48
4.4.2 FE-Analyse der Oberflächenvergrößerung . . . . .	50

4.4.3	Analytische Darstellung der verschweißten Fläche und der Scherzugkraft	53
<b>5</b>	<b>Pressschweißen von oxidreduzierten Metalloberflächen</b>	<b>57</b>
5.1	Einfluss der elektrochemischen Oxidreduktion und der Prozessstrategie beim Pressschweißen	59
5.1.1	Einfluss der Oberflächenstruktur	59
5.1.2	Einfluss des Werkstoffes	62
5.2	Diskussion zum Pressschweißen von oxidreduzierten Metalloberflächen	69
5.2.1	Entwicklung des Schwellwertes	71
5.3	Methoden zur Bestimmung der wahren Verbundfestigkeit	74
5.4	Untersuchung zum Pressschweißen unter Immersion	76
<b>6</b>	<b>Pressschweißen von beschichteten Blechoberflächen</b>	<b>83</b>
6.1	Einfluss organischer Haftvermittler auf die Verbundfestigkeit	84
6.2	Einfluss metallischer Beschichtungen auf die Verbundfestigkeit	87
6.2.1	Pressschweißen mit Kupfer-Beschichtung	87
6.2.2	Pressschweißen mit Chrom-Beschichtung	89
6.2.3	Pressschweißen mit Nickel-Beschichtung	91
6.3	Diskussion zum Pressschweißen mit metallischen Beschichtungen	93
6.4	Integration einer elektrochemischen Zelle in das Umformwerkzeug	94
<b>7</b>	<b>Inkrementelles Walzen zum Fügen durch Umformen</b>	<b>99</b>
7.1	Verfahrensbeschreibung	99
7.1.1	Werkzeugkinematik	101
7.1.2	Charakterisierung der Umformzone beim inkrementellen Walzen	106
7.1.3	Entwicklung der Mikrostruktur beim Pressschweißen	108
7.1.4	Ansatz zur Bestimmung der Prozesskräfte beim inkrementellen Walzen	110
7.1.5	Untersuchung der Schichtdickenverhältnisse beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen	114
7.1.6	Analyse der Spannungen im Walzspalt beim inkrementellen Walzen	116
7.1.7	Untersuchung des Prozessfensters und der Reibung im Umformprozess inkrementelles Walzen	118
7.1.8	Einfluss der Werkstoffkombination auf die Verbundfestigkeit	125
7.2	Prozessstrategie für partiell gefügte Verbundplatten	127
7.2.1	Anordnung der Fügezone auf der Verbundplatte	128
7.2.2	Einfluss der Werkzeuggestalt auf die Fügezone	130
7.2.3	Gestaltungsstrategien für lineare Fügelinien an Verbundplatten	137

7.2.4	Untersuchung zur Wärmebehandlung von Pressschweißverbunden . . .	141
7.2.5	Umformbarkeit partiell plattierter Blechhalbzeuge . . . . .	142
<b>8</b>	<b>FE-Modellierung von Pressschweißverbindungen</b>	<b>145</b>
8.1	Bestehende Modellierungsansätze für das Pressschweißen . . . . .	145
8.1.1	Anforderungen an Verbundfestigkeitsmodelle für elektrochemisch ak- tivierte Metalloberflächen . . . . .	147
8.2	Implementierung des Kaltpressschweißens in FE-Modelle . . . . .	148
8.2.1	Validierung der entworfenen Subroutine . . . . .	151
8.2.2	Versuchsergebnisse zur FE-Simulation von Pressschweißverbindungen	153
<b>9</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>157</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>159</b>
	Publikationen . . . . .	159
	Normen . . . . .	171
	Patente . . . . .	171
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>173</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>177</b>
	<b>Anhang</b>	<b>179</b>
A1	Ergänzende Abbildungen . . . . .	179
A2	Berechnung des Reoxidationsgrades für Kupfer . . . . .	180
A3	FE-Modelle . . . . .	183
A4	Programmcode . . . . .	184
A4.1	Script zur Berechnung des Oberflächenzuwachses . . . . .	184
A4.2	Abaqus Subroutine . . . . .	185



## Formelverzeichnis

$\alpha$	°	Winkel
$\alpha_e$	°	Walzwinkel / Eingriffswinkel
$\beta$	°	Winkel
$\varepsilon$		Dehnung / Bezogene Stichabnahme
$\eta$		Wirkungsgrad
$\eta_{ox}$		Reoxidationsgrad
$\theta$	°	Drehwinkel der Walze
$\lambda_c$	nm	Breite eines Oxidfragmentes
$\Lambda$		Flächenanteil
$\rho$	kg/m <sup>3</sup>	Dichte
$\sigma_0$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit im einachsigen Spannungszustand
$\sigma_b$	N/mm <sup>2</sup>	Verbundfestigkeit im einachsigen Zug
$\tau_0$	N/mm <sup>2</sup>	Scherfestigkeit
$\tau_b$	N/mm <sup>2</sup>	Verbundfestigkeit im Scherzug
$\tau_f$	N/mm <sup>2</sup>	Schubfließspannung unter reiner Scherung
$\tau_{fm}$	N/mm <sup>2</sup>	Mittlere Schubfließspannung
$\varphi$		Logarithmische Formänderung (Umformgrad)
$\dot{\varphi}$		Formänderungsgeschwindigkeit
$\varphi_v$		Vergleichsumformgrad
$\chi$		Haftungskoeffizient
$\psi$		Schichtdickenverhältnis Auflage zu Grundlage
$A$		Bruchdehnung
$A_v$	mm <sup>2</sup>	Vergleichsfläche
$A_z$	mm <sup>2</sup>	Fläche mit Zugbelastung
$b$	mm	Breite
$b_W$	mm	Breite des Werkzeuges

$C$		Proportionalitätskonstante
$e_{\text{ox}}$	nm	Breite der Oxidfragmente
$E$		Elektronenpotential
$E_0$		Standardelektronenpotential
$F$	N	Kraft
$F_s$	N	Kraft im Scherzugversuch
$F_z$	N	Kraft im Zugversuch
$F$	C/mol	Faraday-Konstante
$G$		Kennzahl zur Beschreibung der Duktilität einer Deckschicht
$h_{\text{ox}}$	nm	Dicke der Oxidschicht
$H^*$		Verfestigungsfaktor
$\Delta H_r$	kJ/mol	Reaktionsenthalpie
$k_w$	N/mm <sup>2</sup>	Umformwiderstand oder Formänderungswiderstand
$k_{wm}$	N/mm <sup>2</sup>	Mittlerer Formänderungswiderstand
$K$		Steifigkeitsmatrix
$l_0$	mm	Länge im Ausgangszustand
$l_1$	mm	Länge im umgeformten Zustand
$l_d$	mm	Gedrückte Länge
$l_e$	mm	Blecheinzug beim Walzen
$\Delta m$	mm	Exzentrizität des Werkzeuges
$M$	kg/mol	Molare Masse
$p$	N/mm <sup>2</sup>	Druck
$p_e$	N/mm <sup>2</sup>	erforderlicher Extrusionsdruck zum Aufbau von Pressschweißverbindungen
$p_b$	N/mm <sup>2</sup>	Normaldruck in einer Pressschweißverbindung
$Q_f$		Geometriefaktor für den Formänderungswiderstand
$r$		Dickenreduktion
$r_{\text{th}}$		Schwellwert der Dickenreduktion für einen Pressschweißverbund
$R^*$		Reduktion beim Walzen
$R_a$	mm	Arithmetischer Mittenrauwert
$R_A$	mm	Radius der Auflagerwalze

---

$R_e$	N/mm <sup>2</sup>	Streckgrenze
$R_{eq}$	mm	Vergleichsrauheit
$R_m$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	mm	Radius der Auflagerwalze
$R_q$	mm	Quadratischer Mittenwert des Rauheitsprofils
$R_W$	mm	Radius des Walzwerkzeuges (Arbeitswalze)
$R_z$	mm	Rautiefe
$\mathbb{R}$	J/mol	Universelle Gaskonstante
$s_0$	mm	Blechdicke im Ausgangszustand
$s_1$	mm	Blechdicke im umgeformten Zustand
$s_x$	mm	Blechdicke im Walzspalt an Position x
$\Delta s$	%	Dickenreduktion oder Stichabnahme
SHE		Standard-Wasserstoff-Elektrode
$S_a$		Aktivität der Oberfläche
$v_d$	m/s	Detonationsgeschwindigkeit
$v_w$	mm/s	Umfangsgeschwindigkeit einer Walze
$x$	mm	Position in X-Richtung
$x_e$	mm	Walzspaltkoordinate am Auslauf der Walze
$x_f$	mm	Walzspaltkoordinate der Fließscheide
$x_s$	mm	Einzugsweg
$x_u$	mm	Länge der Umformzone
$x_w$	mm	Walzspaltkoordinate der Kontaktzone beim ink. Walzen $\approx x_E$
$Y$	%	Oberflächenzuwachs
$Y'$	%	Schwellwert an Oberflächenzuwachs für eine Verschweißung (Threshold)
$z_e$		Äquivalentzahl



# 1 Einleitung

Umformende Fertigungsverfahren sind effizient, schnell und skalierbar. Sie können den eingesetzten Werkstoff oftmals bestmöglich ausnutzen, ermöglichen hohe und wirtschaftliche Taktzeiten. Ihr Anwendungsspektrum erstreckt sich von elektrischen Komponenten auf der Mikroskala bis hin zu großen Bauteilen in Architektur oder Verfahrenstechnik - vom Prototypen bis zur milliardenfachen Ausbringung.

Blechformteile werden nach der Fertigung fast immer zu einem Zusammenbau gefügt, durch Schweißen, Kleben oder diverse mechanische Fügeverfahren. Das Fügen von Bauteilen aus Metall durch Stoffschluss vereint eine hohe Belastbarkeit und geringe konstruktive Beeinflussung des ausgenutzten Fügegebietes. Stoffschlüssige Schweißverfahren bieten gegenüber mechanischen Verbindungen durch Kraft- und Formschluss zudem eine gute Wärme- und elektrische Leitfähigkeit. Aus diesen Vorteilen leitet sich ein andauernder Bedarf an Fügeverfahren und -prozessen ab, die sich an der Verarbeitung bestehender und neuer Werkstoffe messen müssen. Allen voran stellt der Mischbau die klassischen Schweißverfahren mit dem Aufbau einer Schmelze vor große Herausforderungen. Ein idealer Ansatzpunkt für die Untersuchung des *Pressschweißens*, einem seit Jahrzehnten untersuchten aber kaum eingesetzten Fügeverfahren mit enormem Potential.

Pressschweißen verbindet Metalle, Aluminium und Stahl gleichermaßen wie Nickel, Kupfer oder Titan. Es benötigt keine Temperatur, keine Schmelze und kein Lot - nur die gemeinsame Umformung der Fügepartner. In der Umformung beider Metalle liegt aber die Herausforderung des Pressschweißens, insbesondere dann, wenn ihre Eigenschaften sich stark unterscheiden. Obgleich der Effekt des Pressschweißens schon lange untersucht wird, konnten sich nur sehr wenige Fügeprozesse auf seiner Grundlage industriell etablieren. Die Ursachen dafür sind

- die technologische Unsicherheit durch die Vielzahl an wechselwirkenden Einflussgrößen,
- das unzureichende Formänderungsvermögen der adressierten Werkstoffe und
- die ökonomische Darstellung gegenüber anderen Schweißverfahren als Konsequenz dessen.

In dieser Arbeit soll durch Grundlagenforschung zum Pressschweißen und seiner Anwendung in einem flexiblen Fügeprozess für punkt- und linienförmige Schweißverbindungen ein Beitrag geleistet und der Anstoß zur Fortentwicklung des Pressschweißens gegeben werden.



## 2 Stand der Kenntnisse

### 2.1 Umformtechnisches Fügen

Die Herstellung von form- oder stoffschlüssigen Verbindungen zwischen zwei metallischen Bauteilen durch die Umformung eines oder beider Bauteile wird als Fügen durch Umformen bezeichnet (Joining by Forming). In der DIN 8593 sind die Fertigungsverfahren zum Fügen klassifiziert, Teil 5 (DIN 8593-5:2003-09) spezifiziert Verfahren zum formschlüssigen Fügen durch Umformen und unterteilt diese in drei Hauptgruppen: 1. Umformen drahtförmiger Körper, 2. Umformen bei Blech-, Rohr- und Profilteilen und 3. Nietverfahren [N1]. Große Verbreitung finden formschlüssige Fügeverbindungen durch Nietverfahren, deren Verbindung sich durch den Hinterschnitt im Fügepunkt ergibt. Dieser kann durch die reine Umformung der Fügepartner (Clinchen) oder durch ein zusätzliches Hilfsfügeteil erreicht werden (z. B. Stanzniete). Die meisten Nietverfahren nutzen dabei ein Hilfsfügeteil und sind seit langem in der Produktion von Blechbauteilen etabliert (z. B. im Fahrzeug- und Anlagenbau). Neuere Entwicklungen wie das Schneid-Clinchen oder das Clinchen durch Laserschockwellen, versuchen die Verfahren weiter zu flexibilisieren, miniaturisieren und für ein größeres Spektrum an Werkstoffen zugänglich zu machen [1, 2]. Eine Übersicht zum aktuellen Stand der Entwicklungen von umformtechnischen Fügeverfahren geben u. a. [3, 4].

Umformtechnische Fügeverfahren, die eine stoffschlüssige (metallische) Verbindung zwischen den Fügepartnern aufbauen, sind als Schweißverfahren in Teil 6 der DIN 8593 klassifiziert und werden in zwei Verfahrensgruppen unterteilt: 1. Pressschweißen und 2. Schmelzschweißen [N2]. Umformende Fügeverfahren sind ausnahmslos der Kategorie Pressschweißen zugeordnet. DIN EN 14610 nimmt eine weitere Einordnung der Schweißverfahren aus DIN 8593-6 anhand der verwendeten Energieträger vor (z. B. elektrischer Strom, Bewegung von Massen oder Flüssigkeit) [N3]. In der Norm DIN EN ISO 4063 werden Schweißprozessen in Gruppen eindeutige Ordnungsziffern (ON) zugewiesen [N4]. Dabei fallen unter die ON 4 Pressschweißen z. B. das Ultraschallschweißen (41), Reibschweißen (42), Rührreibschweißen (43) oder das Schweißen mit hoher mechanischer Energie (44), ein Verfahren aus dem Bereich der Hochgeschwindigkeitsumformung. Alle Schweißverfahren der ON 4 bauen die Schweißverbindung ohne Schmelze auf und können deshalb auch treffend als Festkörperschweißen (Solid-state Bonding / Welding) bezeichnet werden.

Das in dieser Arbeit untersuchte Verfahren ist das Kaltpressschweißen (KPS, Cold (Pressure) Welding), mit der Ordnungsnummer 48. Die Besonderheit des KPS liegt darin, dass die darunterfallenden Schweißverfahren keine Wärme zuführen und - vor allem - benötigen, d. h. sie verschweißen die Fügepartner bereits bei Raumtemperatur (RT), oder sogar weit darunter, z. B. in flüssigem Stickstoff bei  $-196\text{ °C}$  [7].

Auf Grundlage der bisherigen Erkenntnisse über das KPS kann angenommen werden, dass der Aufbau der metallischen Bindungen bei vielen der genannten Pressschweißverfahren überwiegend oder in Gänze durch KPS bzw. dessen Wirkmechanismen stattfindet. Dieser mikroskopische Verbindungsaufbau wird in Kapitel 2.4 näher erläutert. Zunächst wird ein kurzer Überblick gegeben, der für diesen Kontext wichtige stoffschlüssige Fügeverfahren beschreibt und differenziert, die sich ebenfalls für die Herstellung von punkt- und linienförmigen Verbindungen zwischen Blechplatten aus artgleichen und -fremden Werkstoffen eignen.

### **2.2 Stoffschlüssige Fügeverfahren**

Umformtechnische Fügeverfahren können stoffschlüssige Schweißverbindungen ohne eine Schmelze aufbauen. Um aber eine metallische Bindung herzustellen, müssen mehrere Bedingungen erfüllt sein. Die Hauptanforderung sind: Erstens, ein mikroskopischer Kontakt der Oberflächen, also eine Annäherung auf wenige Nanometer [8]. Zweitens, die Oberflächen müssen frei von Deckschichten sein, es muss ein unmittelbarer Kontakt ohne zusätzliche Oxidschichten etc. vorliegen [9]. Diese Bedingungen werden bei allen Pressschweißverfahren auf unterschiedlichen Lösungswegen erreicht, beispielsweise nutzt das konventionelle Reibschweißen die Reibung zwischen den Fügepartnern durch eine schnelle Relativbewegung beider Oberflächen zueinander [10]. Der Werkstoff wird durch die eingebrachte Reibenergie stark erwärmt und verschweißt beim anschließenden Aufeinanderpressen (ohne weitere Relativbewegung) großflächig miteinander. Es können mit Hilfe von geeigneter Maschinenteknik sowohl rotationssymmetrische als auch -asymmetrische Bauteile verschweißt werden. Als Weiterentwicklungen sind hier u. a. das Radial- und Orbitalreibschweißen [11, 12] zu nennen, bei denen die Relativbewegung nicht mehr durch die Drehung des gesamten Bauteils, sondern über eine Oszillation eines (oder beider) Bauteile entsteht.

#### **Rührreibschweißen**

Rührreibschweißen (Friction Stir Welding, FSW) ist ein 1991 in England entwickeltes Verfahren [P1] zur Herstellung von Schweißverbindungen durch ein drehendes Werkzeug, das auf die Fügepartner gepresst wird. Das eingesetzte Reibwerkzeug besteht aus einem Pin und einer Reibschulter und dreht sich vergleichbar einem Fräsvorgang durch einen oder beide

Fügepartner. Für die Verarbeitung von Aluminium ist der Prozess inzwischen in der Norm DIN EN ISO 25239 spezifiziert. Grundsätzlich besteht der Schweißprozess des FSW aus vier Phasen: i) Anreiben, ii) Eintauchen in den Werkstoff, iii) Vorschub- und Schweißbewegung und iv) der Ausfahrt aus dem Werkstoff.

Die Fügepartner können so in einer Vielzahl an Kombinationen miteinander verschweißt werden (im Stumpfstoß, überlappend, T-Stoß etc.). Durch den Wärmeeintrag an der Reibschulter wird der Werkstoff so stark erwärmt, dass er sich anschließend vom Pin des Werkzeuges durchrühren lässt und dabei über eine ausreichende Plastizität verfügt, um sich in einer Rührzone zu durchmischen (Weld Nugget). Sehr feste Werkstoffe werden beim FSW in Kombination mit einem weichen Partner i. d. R. in Überlappung verschweißt, wobei das Werkzeug nur durch den weichen Werkstoff fährt. Dabei lösen sich auf Grund der hohen Reibenergie im Nugget auch Teile des festen Werkstoffes und mischen sich. Eine Schmelze entsteht jedoch nicht, die Temperaturen bewegen sich stets unterhalb der Schmelztemperatur (Aluminium: um 500 °C, Stahl: um 1100 °C bis 1200 °C) [14]. THREADGILL *et al.* geben einen Überblick zum Stand der Entwicklungen bei der Verarbeitung von Aluminiumlegierungen, MISHRA und MA und NANDAN, DEBROY und BHADSHIA berichten zudem über weitere Metalle und deren Mischverbindungen [15–17].

Durch den hohen Wärmeeintrag beim FSW kann zwar eine Vielzahl an Werkstoffen miteinander verbunden werden, insbesondere mit großem Festigkeitsunterschied (z. B. Aluminium und Titan), oft kann dabei aber die Bildung intermetallischer Phasen in der Wärmeeinflusszone (WEZ) nicht verhindert werden [15, 18]. Diese können zu einer reduzierten Betriebsfestigkeit der Verbindung führen [19], weil intermetallische Phasen oft sehr hart und spröde sind. Folglich ist eine werkstoffspezifische Prozess- bzw. Temperaturführung notwendig. Ansätze zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften z. B. durch die feine Dispersion der intermetallischen Phasen mittels Ultraschall, sind derzeit Gegenstand der Forschung [20].

### **Schockschweißen**

Der schlagartige Aufbau von Schweißverbindungen wird als Schockschweißen bezeichnet und findet sich in der DIN EN 14640 unter der ON 44 Schweißen mit hoher Energie wieder [N3]. Aufgeführt sind in der Norm das Sprengschweißen (Explosion Welding, EXW) und das Magnetpulsschweißen (Magnet Pulse Welding, MPW). Beide gehören zu den Verfahren der Hochgeschwindigkeitsumformung, bei denen die Massen der metallischen Fügepartner durch einen Impuls beschleunigt und aufeinander gepresst werden, wobei sich der zu Beginn eingestellte Spalt zwischen den Fügepartnern schließt. Beim sog. Sprengschweißen wird eine Sprengladung auf dem Auflageblech platziert, dem sogenannten Flyer. Die Sprengladung wird

gezündet und es breitet sich eine Druckwelle aus ( $v_D > 2000 \text{ m/s}$  [21]), deren „Anpresskraft“ in der Umformzone beide Fügepartner verschweißen lässt. Durch die große freigesetzte Energie des Jets schmelzen die Fügepartner im Spalt teilweise auf, jedoch ohne feststellbaren Einfluss auf den Gesamtverbund [22].

Das Magnetpulsschweißen beschleunigt die Masse des Flyers mit Hilfe der Lorentzkraft einer Spule, die mit einem Stromimpuls beaufschlagt wird und deren elektromagnetisches Feld durch einen Feldformer konzentriert auf den Flyer geleitet wird [23]. Beim Magnetpulsschweißen treten ebenfalls hohe Umformgeschwindigkeiten auf. Die Stromentladung der eingesetzten Stoßstromgeneratoren (bis zu 20 kV und 500 kA) dauert nur wenige Mikrosekunden [23, 24].

In der grundsätzlichen Wirkung sind beide Prozesse und ihre wesentlichen Prozessparameter identisch: Kollisionswinkel und -geschwindigkeit, der Abstand bzw. Spalt zwischen Flyer und Grundkörper (Base) sowie die Geschwindigkeit des Flyers. Das Sprengplattieren findet fast ausschließlich in der Herstellung von plattiertem Grobblech Anwendung (30 000 t/a in 2012 [21]), während das Magnetpulsschweißen überwiegend bei vglw. kleinen Verbindungen bzw. Blechdicken eingesetzt wird (z. B. das Crimpen von Kabelschuhen oder das Prägen dünner Bleche).

### **Weitere Verfahren**

Neben den bereits genannten Verfahren werden kontinuierlich Verfahren neu- und weiterentwickelt. Im Folgenden sollen deshalb ergänzend Verfahren vorgestellt werden, mit denen punkt- und linienförmige Fügeverbindungen hergestellt werden könnten.

Das Ultraschallschweißen (Ultrasonic Welding, USW) ist eine besondere Ausführung des Reibschweißens. Hierbei wird die Reibung zwischen den Fügepartnern durch ein hochfrequent schwingendes Werkzeug induziert, die Sonotrode. Diese wird durch ein piezoelektrisches System aus Aktoren und Verstärkern im Bereich von 20 kHz bis 60 kHz mit einer Amplitude von wenigen Mikrometern angeregt (10  $\mu\text{m}$  bis 30  $\mu\text{m}$ ) [25]. In Kombination mit einem vergleichsweise geringen Anpressdruck erwärmt sich die Fügestelle und verschweißt. Die Sonotrode bewegt sich dabei längs zur Fügestelle (in ihrer Achse) und nicht senkrecht (wie beim USW von Kunststoffen). Durch die große Leistungsdichte sind Taktzeiten von weniger als einer Sekunde möglich [25]. Mittels Ultraschallschweißen kann zudem eine sehr große Anzahl an Werkstoffen und Werkstoffkombinationen verschweißt werden [26].

Ein anhaltender Entwicklungstrend in der Umform- und Füge-technik ist die Integration von Laserquellen in Prozessen zur Fertigung von Blechbauteilen oder der Herstellung von Halbzeugen. Zu den Schweißverfahren, die eine stoffschlüssige Verbindung mit Schmelze

aufbauen, gehören z. B. das Laser Roll Welding, bei dem ein Fügepartner (meistens Aluminium) durch den Laserstrahl aufgeschmolzen wird [27].

Das Quetschnahtschweißen ist eine Verfahrensvariante des Widerstandsrollennahtschweißens [27], bei dem die zwei Fügepartner überlappend verschweißt werden. Die Rollen (Elektroden) pressen die überlappenden Fügepartner dabei auf die Nenndicke der Ausgangsbleche (eines) der Fügepartner zusammen. Dabei kann seitlich der Rollen ein Wulst entstehen, der in anschließenden Nachbearbeitungsschritten entfernt bzw. verkleinert wird, sofern erforderlich. Eingesetzt wird das Quetschnahtschweißen z. B. für Tailored Blanks (TB) aus Stahl [28].

## 2.3 Walzplattieren

Plattieren (Metal Cladding) ist nach DIN EN ISO 2080 definiert als „Aufbringen eines Metallüberzugs auf einem anderen Metall durch mechanische Fabrikationsverfahren“ [N5]. Die dazugehörenden Verfahren zum Plattieren können z. B. anhand der erreichbaren Auflagedicke unterschieden werden (eine Auswahl) [29–31]:

- Sprengplattieren, bis 200 mm
- Warmwalzplattieren, bis 55 mm
- Kaltwalzplattieren, bis 6 mm
- Auftragsschweißen, mehrere Millimeter
- Galvanische Abscheidung, wenige Mikrometer

Beim Walzplattieren wird zwischen Kalt- und Warmwalzplattieren unterschieden. Wenn die Werkstoffpaarung eine ausreichende Duktilität aufweist, kann kalt gewalzt werden. Zur Steigerung der Duktilität von festen Werkstoffen oder zur Angleichung der Fließspannung von stark unterschiedlichen Werkstoffen, wird warm gewalzt. Heutzutage lassen sich fast alle technisch relevanten Werkstoffe in Kombination als plattierter Verbund herstellen [32]. Hierbei können sowohl dünne Bleche als auch ganze Brammen verarbeitet werden. Industriell werden walzplattierte Verbundwerkstoffe eingesetzt, wenn die Eigenschaften eines Grundwerkstoffes durch Auflagewerkstoffe hinsichtlich der mechanischen, thermischen oder chemischen Beständigkeit verbessert werden können, ohne auf einen meist teureren Grundwerkstoff umzusteigen [33]. Beispiele hierzu sind Kupfer auf Stahl zur Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit (Elektrotechnik), nichtrostender Stahl auf Stahl zwecks Korrosionsschutz (chemische Apparate) oder Reinaluminium auf Aluminiumlegierungen für einen verbesserten Korrosionsschutz (Luft- und Raumfahrt). Das Anwendungsspektrum reicht von Knopfzellen (Kupfer/Rostfreier Stahl/Nickel) und Lithium-Ionen Batterien (Kupfer/Nickel) über Folien für Katalysatoren (Aluminium/Rostfreier Stahl), Fassadenelementen (Kupfer/Stahl) und Haushaltswaren (Kupfer/Rostfreier Stahl)

bis hin zu sogenannten Transition Metals zur Vermeidung von galvanischer Korrosion an elektrischen Kontakten (Stahl/Aluminium) [32].

Der Aufbau eines Plattierverbundes durch Pressschweißverbindungen findet unter hohem Druck und ausreichender Dehnung der Fügepartner bzw. deren Oberflächen im Walzspalt statt. Die Grundlagen des Pressschweißens sind in Abschnitt 2.4 auf Seite 12 beschrieben. Im Folgenden soll zunächst der Aufbau des Walzspaltes erläutert werden. Im Walzspalt müssen die erforderlichen Bedingungen erzeugt werden, um anschließend einen vollflächigen und tragfähigen Verbund zu erhalten.

### 2.3.1 Umformen durch Walzen

Das Walzen ist ein Fertigungsverfahren aus der Massivumformung, es ist in der DIN 8583 klassifiziert [N6] und ist definiert als stetiges Druckumformen [34]. Der grundlegende Aufbau der Umformzone im Walzspalt ist in Abb. 2.1a dargestellt. Der Werkstoff durchläuft den Walzspalt unter der Höhenabnahme  $\Delta h$ . Basisgrößen zur Beschreibung des Walzprozesses sind die bezogene Stichabnahme  $\epsilon_h$ , der Walzwinkel  $\alpha$ , der Eingriffswinkel  $\alpha_e$  sowie die gedrückte Länge  $l_d$  [34].

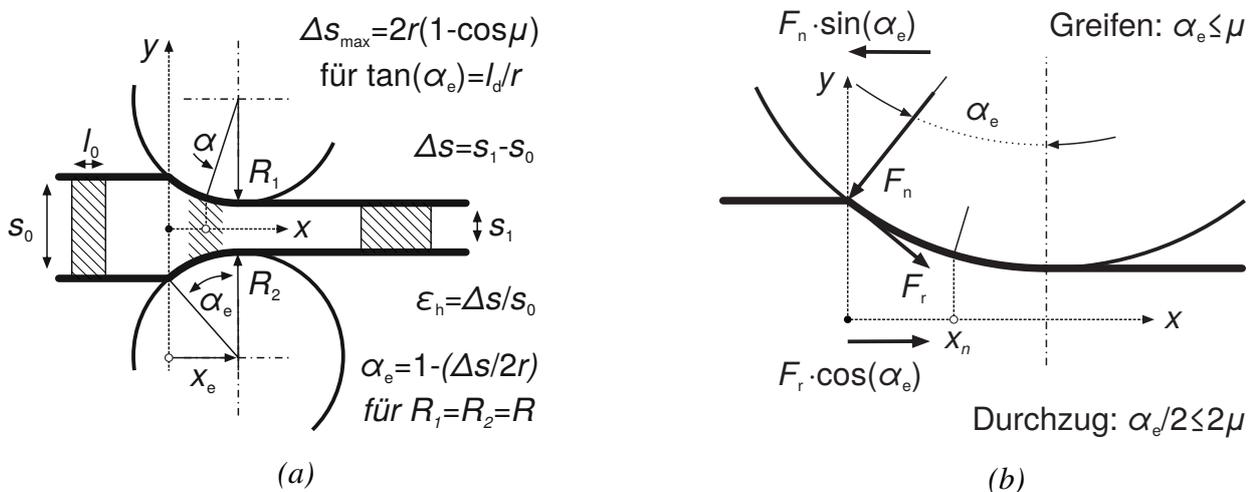


Abbildung 2.1: Der Walzspalt: (a) Aufbau mit den zentralen Größen und (b) die wirkenden Kräfte, nach [34]

Damit der Werkstoff selbstständig in den Walzspalt nachgezogen werden kann, müssen die Greif- und die Durchziehbedingung erfüllt sein. Allgemein gilt für die Greifbedingung bei Coulombscher Reibung die Gl. 2.1 [34].

$$F_n \sin \alpha_e \leq \mu F_n \cos \alpha_e. \quad (2.1)$$

Aus der Greif- und Durchziehbedingung kann abgeschätzt werden, welcher Reibwert notwendig ist, um eine gewünschte Stichabnahme zu ermöglichen. Für den relevanten Bereich von  $\mu = 0$  bis 0,577 ist die vereinfachte Form  $\Delta s_{\max} = \mu^2 r$  gültig (Randbedingung:  $\tan(\alpha_e) \approx l_d/r$ ).

Für relativ kleine Stichabnahmen ( $\tan \alpha_e \approx \alpha_e$ ) kann der Ausdruck zu  $\alpha_e \leq \mu$  vereinfacht werden. Analog zur Greifbedingung wird die Durchziehbedingung  $\alpha \leq 2\mu$  aufgestellt, wobei die Kräfte in der Mitte des Walzspaltes angreifen ( $\alpha = \alpha_e/2$ ). Zur Erweiterung des Arbeitsbereiches um größere Stichabnahmen führt LANGE folgende Maßnahmen auf [34]:

1. Erhöhung der Rauheit der Walzenoberfläche ( $\mu \uparrow$ )
2. Größerer Walzendurchmesser ( $\alpha_e \downarrow$ )
3. Verringern der Stichabnahme im Einlauf durch Anspitzen des Walzgutes ( $\Delta s \downarrow$ )
4. Einstoßen oder -ziehen des Bandes

### Spannung im Walzspalt

Die wirkenden Spannungen im Walzspalt sind von großer Bedeutung für die Prozessauslegung und -gestaltung, nicht zuletzt um eine Aussage über die auftretende Walzkraft zu erlangen. Beim Walzplattieren ist die Größe und insbesondere der Spannungsverlauf im Walzspalt für die Analyse des Prozesses besonders wichtig. Nur über die wirkende Normalspannung können Aussagen über den Aufbau von Pressschweißverbunden getroffen werden, z. B. ob der erforderliche Extrusionsdruck erreicht wird (siehe Abschnitt 2.4 auf Seite 12).

Die benötigte Walzkraft ergibt sich aus den wirkenden Spannungen im Walzspalt, deren Bestimmung Gegenstand vieler Untersuchungen ist. Eine Übersicht zu verschiedenen Modellen, die in der Praxis angewandt werden, findet sich z. B. bei HINKFOTH [35] oder LENARD [36].

Weil die Abbildung aller wirkenden Einflüsse auf den Spannungsverlauf durch den Walzspalt als zu komplex erachtet wird, werden sinnvolle Vereinfachungen getroffen, die den Prozess auf eine kleine Anzahl an (einfach) mathematisch modellierbaren Teilproblemen reduzieren. Die Grundlage für viele Modelle bildet das analytische Streifenmodell nach SIEBEL und KÁRMÁN [37, 38]. Das Modell teilt die Umformzone im Walzspalt in Streifen auf (Inkmente). Danach ergibt sich die Spannungsverteilung über die Differentialgleichung erster Ordnung [34]:

$$\frac{d(\sigma_x h)}{dx} + 2\sigma_y(\tan \alpha \pm \mu) = 0 \quad (2.2)$$

Die Umformzone im Walzspalt wird entsprechend der Walzgut-  $v$  und Walzenumfangsgeschwindigkeit  $v_w$  in die Voreil- (VE) und Nacheilzone (NE) sowie die Fließscheide  $x_F$  unterteilt [34]. Die Spannung steigt vom Einlauf in der Nacheilzone von der Fließgrenze  $\sigma_{f0}(\varphi_0)$  bis zum Umkehrpunkt in der Fließscheide  $x_f$  an und nimmt in der Voreilzone wieder ab auf die

gestiegene Spannung im Auslauf von  $\sigma_{f1}(\varphi_1)$ . Die mittlere Fließspannung  $\sigma_{fm}$  kann hierbei als einfacher Mittelwert aus der Fließspannung am Ein- und Ausgang ermittelt [34] oder aus der Fließkurve entnommen werden. Auf dieser Grundlage kann die benötigte Umformkraft aus der Spannung im Walzspalt ermittelt werden (Gl. 2.3).

$$F_w = \int_0^{l_d} b \cdot \sigma_y(x) dx. \quad (2.3)$$

BUCHMAYR gibt als Abschätzung das Produkt aus gedrückter Fläche  $A_d$  und dem Umformwiderstand  $\sigma_w$  nach Siebel an [39].

$$F_w = A_d \cdot \sigma_w = b \sqrt{r \Delta s} \cdot \frac{1,15 \sigma_{fm}}{\eta} \quad (2.4)$$

$$\eta = \frac{1}{1 + 0,5 \mu l_d / s_m} \quad (2.5)$$

In der Praxis findet nach SPUR auch die Vereinfachung mit dem mittleren Formänderungswiderstand  $\sigma_{wm}$  Einsatz [40]. Der mittlere Formänderungswiderstand ist von einer Vielzahl an Prozessparametern abhängig: der Umformgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$  und -temperatur  $T$ , der Reibung (z. B.  $\mu$ ), der tatsächlichen Geometrie und natürlich dem Werkstoff [41]. Der mittlere Formänderungswiderstand lässt sich vereinfacht aus der mittleren Fließspannung und einem Geometriefaktor  $Q_f$  berechnen (Gl. 2.6).

$$\sigma_{wm} = \sigma_{fm} \cdot Q_f \quad (2.6)$$

Der verwendete Geometriefaktor wird i. d. R. empirisch bestimmt und bildet das Walzspaltverhältnis  $l_d/s_m$  ab [42]. Das benötigte Drehmoment kann nach [40] durch Integration der Reibkräfte, der Normalkräfte oder mittels vereinfachter Hebelarmmethode bestimmt werden. Die Entwicklung neuer Modelle oder die Erweiterung bestehender Ansätze durch spezielle Techniken (wie z. B. neuronale Netze [43]) findet kontinuierlich statt.

Beim Walzplattieren verändert sich der Aufbau des Walzspaltes durch die Verarbeitung von zwei oder mehreren Blechen, die gemeinsam gewalzt werden. Die unterschiedlichen Festigkeiten der Metalle führen zu einem deutlich anders geformten Fließbild im Walzspalt. Abb. 2.2 stellt den Walzspalt für einen zweilagigen Verbund schematisch dar. Als die wesentlichen Unterschiede zum Walzen homogener Werkstoffverbunde nennen STEINLAGE, BOWMAN und TRUMBLE, am Beispiel eines zweilagigen Verbundes aus einer „weichen“ und einer „harten“ Schicht, die folgenden Punkte [44]:

- Der Übergang zum plastischen Fließen beider Schichten ist unterschiedlich (Walzspaltkoordinate  $x$ )
- Die Lage der Fließscheide beider Schichten ist nicht zwangsläufig identisch ( $x_{F1,2}$ )
- Das Dickenverhältnis ändert sich im Walzspalt und ist nicht konstant ( $s_1(x)/s_2(x) \neq \text{const}$ , für  $x \leq x_b$ )
- Schichtgleiten findet nur bis zum Punkt des Verschweißens statt ( $x_b$ )
- Bei einer Verschweißung führt die größere Umformung der weichen Schicht zu Eigenstressungen im Verbund ( $\sigma_{xs} \geq \sigma_{xh}$ )
- Der Spannungsverlauf nach dem Punkt des Verschweißens, kann die Verschweißung wieder zerstören (z. B. durch Abscheren:  $\tau_{\text{eff}} \geq \tau_b$ )

STEINLAGE, BOWMAN und TRUMBLE geben in [44] einen Überblick zu den Ansätzen von [45–47]. CHAUDHARI und ACOFF untersuchen die Spannungsverteilung im Walzspalt beim Accumulative Roll Bonding (ARB) [48] und TZOU et. al. erarbeiteten ebenfalls zwei analytische Modellierungsansätze für homogene [49] und heterogene Werkstoffverbunde [50].

### 2.3.2 Entwicklungen in der Plattiertechnik

Im Laufe der Zeit wurde das Walzplattieren in unterschiedliche Richtungen weiterentwickelt und um neue Anwendungen oder Plattierformen erweitert. Als Weiterentwicklung einfacher Auflageplattierungen sind heutzutage weitere Plattierformen möglich [51]:

- Kernband - ein oder mehrere Bänder werden als Kern von einer Umlage vollständig umschlossen

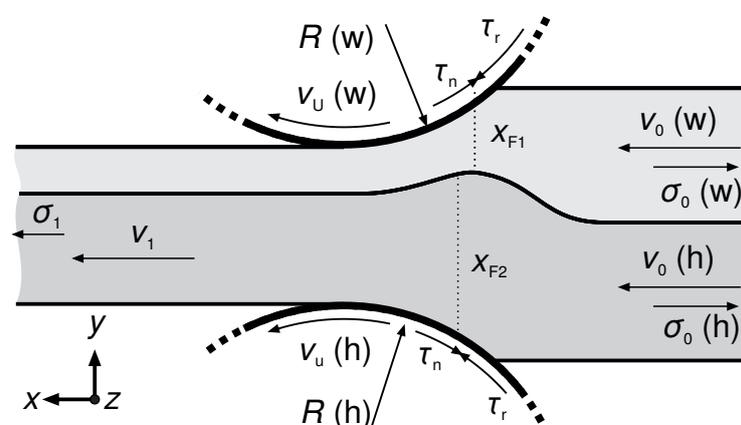


Abbildung 2.2: Schematischer Aufbau des Walzspaltes beim Walzplattieren eines weichen (w) und harten (h) Werkstoffes, nach [44]

- Seitenverbund - zwei oder mehr Bänder werden nebeneinander verbunden
- Einlage - ein oder mehrere Bänder werden als schmale Einlage in ein Trägerband plattiert, auch am Rand des Trägerbandes (als Kante)

Walzplattieren mit Zwischenschichten ist eine Verfahrensvariante, bei der zwischen den Plattierpartnern eine im Verhältnis sehr dünne Zwischenlage eingebracht wird. Die Aufgabe dieser Zwischenlage ist die Anbindung an Metalle, die untereinander keine oder nur eine unzureichende Bindungsfläche aufbauen. Hierbei können zusätzlich Werkstoffe eingesetzt werden, die mit einem oder beiden Plattierpartnern eine Legierung eingehen. KNAUSCHER berichtet z. B. über den Einsatz von Nickel [52].

Durch den Einsatz von Trennschichten beim Walzplattieren ist es möglich, den Aufbau von Verbindungen gezielt zu unterbinden. KLEINER *et al.* verwendeten als Trennmittel eine Graphit-Suspension, die im Siebdruckverfahren aufgebracht wird [53]. Anwendungen für diese partiell verbundenen Platinen liegen vor allem in der Weiterverarbeitung durch Innen-Hochdruck-Blechumformung (IHU). In [53] wird exemplarisch die Herstellung von PKW-Karosseriebauteilen untersucht und in [54] wird die Herstellung von Solarabsorbern beschrieben. Die Firma Rubanox SA fertigt mittlerweile durch das Walzplattieren mit Trennschichten u. a. Wärmetauscher und Verdampferplatten [55].

### 2.4 Kaltpressschweißen

When a plate of gold shall be bonded with a plate of silver or joined thereto, it is necessary to beware of three things, of dust, of wind and of moisture: for if any come between the gold and silver they may not be joined together...

---

Liber De Proprietatibus Rerum - XVI De lapidibus,  
Bartholomaeus Anglicus, 1250 AD

Metalle werden seit Jahrtausenden durch Pressschweißen miteinander verbunden, z. B. durch Hammerschweißen [56]. Die Bezeichnung als „Kalt“-pressschweißen weist auf die besonderen Eigenschaften des Pressschweißens hin, dass die Schweißverbindung auch ohne die Zugabe von Wärme aufgebaut werden kann. Nach heutiger Konvention werden Prozesse dann als „kalt“ bezeichnet, wenn sie bei Temperaturen unterhalb der Rekristallisationstemperatur ablaufen. Insofern fallen viele Prozesse des Pressschweißens in die Gruppe des Kaltpressschweißens. Im Folgenden wird in dieser Arbeit deshalb nur die verkürzte Form „Pressschweißen“ verwendet.

Der Aufbau einer metallischen Bindung erfordert die Wechselwirkung der Oberflächen auf atomarer Ebene, d. h. einem Abstand von wenigen Ångström ( $1 \text{ \AA}$  bis  $2 \text{ \AA}$  [57]). Auf dieser

Distanz sind die Ionenbindung (Coulomb-Kraft) und die van der Waals-Bindung von Bedeutung. Unabhängig davon, welche Bindung zwischen den Oberflächen auftritt, erfordern sie „reine“ metallische Oberflächen. Unter normaler Atmosphäre hingegen bilden sich auf allen Metallen Grenzsichten, z. B. aus absorbierten Gasen. Grenzsichten jeglicher Art verhindern bzw. erschweren deshalb den Aufbau einer Pressschweißverbindung.

Seit den 1950er Jahren wird das Pressschweißen intensiv untersucht. Dabei wird durch neue Methoden der Analytik ein immer schärferes Bild der Vorgänge beim Aufbau von Pressschweißverbindungen gezeichnet. Wurden zunächst als Ursache für die Verschweißung Mechanismen wie Mikroverzahnung, Diffusion oder Rekristallisation diskutiert, ist heute anerkannt, dass es sich beim Pressschweißen um einen von Temperatur und Zeit unabhängigen Prozessablauf handelt. Das bedeutet, die Prozesstemperatur und die Haltezeit der Presskraft haben keinen Einfluss darauf, ob sich eine Pressschweißverbindung aufbauen kann. Selbstverständlich verändern beide Faktoren als Prozessparameter den Prozessausgang hinsichtlich der Anzahl bzw. der Stärke der entstandenen Pressschweißverbindung (s. a. Kapitel 5 auf Seite 57).

Pressschweißverbindungen können ohne höhere Temperaturen hergestellt werden. So berichtet DURST über Versuche zum Pressschweißen von rostfreiem Stahl (18-8 CrNi) und Quecksilber in flüssigem Stickstoff [7]. HOFMANN und RUGE messen bei Aluminiumverbindungen, die unter  $-150\text{ °C}$  und  $-50\text{ °C}$  hergestellt wurden, nahezu die selbe Scherzugfestigkeit wie bei Raumtemperatur [58]. Eine direkte Abhängigkeit von der Zeit scheint ebenfalls nicht gegeben, wie die breite Palette an Pressschweißverfahren aus dem Bereich der Hochgeschwindigkeitsumformung zeigt. So können auch bei Prozesszeiten von wenigen Mikrosekunden, Pressschweißverbindungen aufgebaut werden [59]. LU *et al.* beobachten in [60] das Pressschweißen von einkristallinen Golddrähten im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) und stellen deren komplettes Verschweißen 1,5 s nach Kontakt fest. In Kombination lässt sich damit ausschließen, dass zeitintensive Prozesse wie Diffusion oder auch Rekristallisation ursächlich für den Aufbau einer Pressschweißverbindung sind.

Pressschweißen zeichnet sich dadurch aus, dass theoretisch alle Metalle miteinander verschweißt werden könnten. Im Gegensatz zu schmelz-schweißenden Verfahren ist keine Löslichkeit beider Fügepartner ineinander erforderlich. Ohne den Einfluss der erforderlichen Temperatur (z. B. durch den Aufbau der Schmelze), weisen Pressschweißverbindungen keine Wärmeeinflusszone auf. Bei Werkstoffen mit ausgeprägter Kaltverfestigung, können Pressschweißverbindungen fester als der umliegende Grundwerkstoff sein, sodass das Versagen unter Belastung außerhalb der Fügezone eintritt – i. d. R. der Idealfall beim Fügen (Abb. 2.3). Pressschweißen kann nach den beschriebenen Zusammenhängen als eine Systemeigenschaft zwischen zwei Oberflächen beschrieben werden.

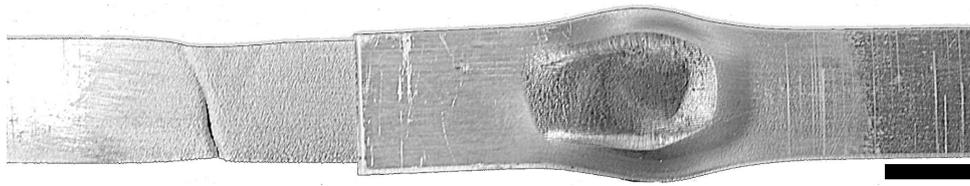


Abbildung 2.3: Pressverschweißte Aluminium-Scherzugprobe, hergestellt durch inkrementelles Walzen. 1 mm EN AW-1050A H111, 67,5 % Dickenreduktion. Versagen nach Einschnüren außerhalb der Fügezone. Skalenbalken: 10 mm

Die ausführliche Untersuchung zur Auswirkung von unterschiedlichen Vorbehandlungen und Zuständen der Oberflächen führte schließlich zur schrittweisen Aufstellung der sogenannten *Schichtentheorie* (Film Theory), die im folgenden Abschnitt näher erläutert werden soll. Die Schichtentheorie wird inzwischen zumeist als grundlegende Theorie zur Beschreibung des Aufbaus von Pressschweißverbindungen angesehen.

Der zweite Erklärungsansatz zum Pressschweißen, die *Energiebarrierentheorie* (Energy Barrier Theory), nimmt an, dass für den Aufbau der Verbindung nicht nur Kontakt zwischen den Oberflächen hergestellt werden muss, sondern auch noch eine zusätzliche Energie eingebracht bzw. als Barriere überwunden werden muss. Bisher ist dieser Ansatz nur als Hypothese anzusehen, weil keine Empirie vorliegt, die vorgeschlagene Barriere als grundlegende Hürde für den Aufbau einer Pressschweißverbindung bestätigt. SEMENOV und POZDNYAKOV stellen die Kristallgitter der Oberflächen und die zur Adaption erforderliche Energie in den Vordergrund ihrer Überlegungen [61]. PARKS deuten in der benötigten Energie eine Rekristallisationsenergie [62] und ERDMANN-JESNITZER und WICHMANN eine Diffusionsenergie [63]. Ergebnisse, die den Ansatz einer solchen Barriere vermeintlich unterstützen, wurden u. a. von MOHAMED und WASHBURN veröffentlicht. In ihren Versuchen zum Pressschweißen beobachteten sie an Proben aus Gold, dass unter normalen Bedingungen kein Oxid an der Oberfläche ausbildet, dass polierte und mit Aceton gereinigte Proben nicht verschweißt werden konnten (Überlapp-Schweißen). Diese Beobachtung führten MOHAMED und WASHBURN auf eine Aktivierungsenergie zurück, die z. B. durch Scherung eingebracht wurde, weil gebürstete Gold-Proben verschweißt werden konnten [64]. JELLISON untersuchte ebenfalls das Pressschweißen von Goldoberflächen und stellte dabei einen großen Einfluss von organischen Deckschichten fest, die sich auf der Goldoberfläche ausbilden und z. B. durch eine Bestrahlung mit UV-Licht entfernt werden konnten (insb. Kohlenwasserstoffe) [9]. Die Beobachtung von JELLISON könnte eine Erklärung für die verminderte Schweißbarkeit der Gold-Proben von MOHAMED und WASHBURN sein, weil die Reinigung mit Aceton und ähnlichen Lösemitteln eben genau jene Schichten aus Kohlenwasserstoffen zurücklassen. So wird die Reinigung durch Lösemittel heutzutage üblicherweise

vor dem letzten Behandlungsschritt, dem mechanischen Bürsten, durchgeführt [33]. Damit kann auch diese Beobachtung mit Hilfe der Schichtentheorie hergeleitet werden. Dass sich die Kristallgitter für den Aufbau einer Verbindung aneinander ausrichten, zeigen Untersuchungen von CHA *et al.* zum Pressschweißen von Gold-Nanopartikeln [65]. Zudem wurde gezeigt, dass die Verbundfestigkeit von Pressschweißverbindungen zwischen Einkristallen von ihrer Orientierung abhängig ist [60, 66].

Pressschweißen wird in einer Reihe von unterschiedlichen Prozessen eingesetzt. Am bekanntesten sind das Walzplattieren (Abschnitt 2.3 auf Seite 7) und das Stumpfstoß-Schweißen (Abb. 2.4a). Insgesamt wurden im Laufe der Zeit eine Vielzahl von Prozessen entwickelt und Anwendungen erschlossen, eine gute Übersicht findet sich in [56]. Darunter finden sich neben durchgehenden Fügelinien (wie beim Walzplattieren) auch Ideen zum partiellen Pressschweißen mit exzentrischen Walzen [67]. Untersuchungen dazu sind jedoch nicht bekannt.

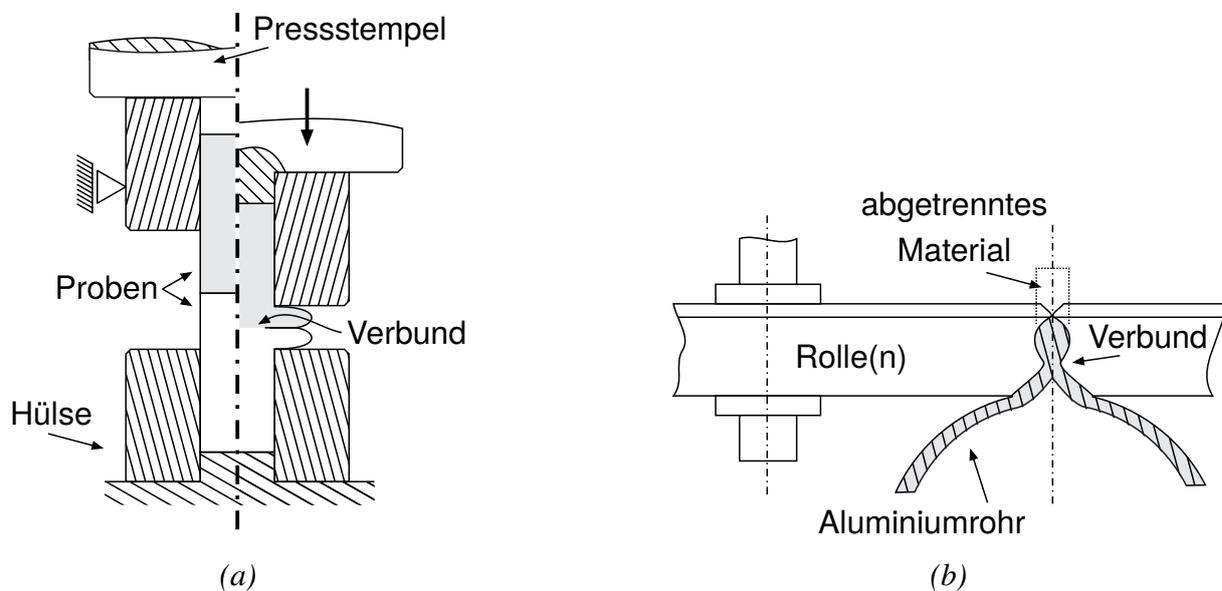


Abbildung 2.4: Pressschweißprozesse: (a) Stumpfstoß-Schweißen, nach [68] und (b) Pressschweißen von Rohren aus Blech durch Rollen, nach [69]

#### 2.4.1 Verbindungsaufbau und Verbundfestigkeit nach der Schichtentheorie

VAIDYANATH, NICHOLAS und MILNER [70] gehören zu den ersten, die auf Basis ihrer Versuche zum Walzplattieren eine theoretische Beschreibung der Verbundfestigkeit grundlegend formulierten:

$$\text{Verbundfestigkeit} = \text{erzeugte Oberfläche} \cdot \text{Verbindungsfestigkeit} \quad (2.7)$$

Sie legten die Annahme zu Grunde, dass die Oberflächendeckschichten im Kontakt aufbrechen müssen, um zu verschweißen. Zur Beschreibung der Oberflächenvergrößerung wurde deshalb die Dickenreduktion  $r$  (Total Reduction) eingeführt, die für den ebenen Formänderungszustand beim Walzplattieren von ausreichend großen Blechstreifen in der Blechmitte mit

$$r = \frac{s_0 - s_1}{s_0} \quad (2.8)$$

als Verhältnis der Dickenabnahme  $\Delta s$  bezogen auf die Ausgangsdicke  $s_0$  definiert ist. Die Oberflächenvergrößerung berechnet sich danach als  $A_1 = A_0 \cdot r$ . Auf Basis von Messwerten formulierten VAIDYANATH, NICHOLAS und MILNER für die Verbundfestigkeit  $\sigma_b$  bei Raumtemperatur einen quadratischen Zusammenhang Gl. 2.9.

$$\sigma_b = r(2 - r) \cdot \sigma_0 \quad (2.9)$$

In diesem ersten Ansatz wird die Verbundfestigkeit als Funktion der Festigkeit des Ausgangswerkstoffes in Abhängigkeit der Oberflächenvergrößerung beschrieben. In Versuchen zeigt sich jedoch, dass die Verbundfestigkeit erst ab einem initialen Schwellwert (Threshold) ansteigt, d. h. einer Mindest-Dickenreduktion. Die Größe des Schwellwertes und dessen Ursache, wurden in der Beschreibung von VAIDYANATH, NICHOLAS und MILNER noch nicht abgebildet. Dazu formulierten WRIGHT, SNOW und TAY eine erweiterte Beschreibung, in der auch der Schwellwert  $r_{th}$  berücksichtigt und die Verfestigung über einen empirischen Faktor  $H^*$  abgebildet wird (Gl. 2.10) [71].

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_0} = H^* \cdot \left( 1 - \left( \frac{1 - r}{1 - r_{th}} \right)^2 \right) \quad (2.10)$$

Mit der Grundannahme aus Gl. 2.7 formulierten MOHAMED und WASHBURN eine weitere Beschreibung, die sie auf der Grundlage von Versuchen zum Stumpfstoßschweißen erarbeiteten [64]. Als neuen Ansatz ermitteln sie die verschweißte Fläche als Anteil  $f$  der gesamten Kontaktfläche  $A$  [64]. Dazu führen sie die Oberflächenvergrößerung  $R^*$  ein (Gl. 2.11) und berechnen die freigelegte Oberfläche (Gl. 2.12). Für den ebenen Formänderungszustand gilt  $R^* = r$ .

$$R^* = \frac{A - A_0}{A_0} \quad (2.11)$$

$$\frac{\Delta A}{A} = \frac{R^*}{R^* + 1} \quad (2.12)$$

Diese ersten Beschreibungen können Versuchsdaten immer nur unter sehr engen Rahmenbedingungen abbilden und sind z. T. stark an einen Umformprozess gekoppelt, d. h. ihre allgemeine Gültigkeit ist sehr eingeschränkt.

#### 2.4.1.1 Modell nach BAY und ZHANG

BAY entwickelte aus den Annahmen der Schichtentheorie eine Modellvorstellung vom Aufbau einer Pressschweißverbindung und leitete aus seinen Untersuchungen schließlich einen Zusammenhang zwischen der Verbundfestigkeit der Pressschweißverbindungen und der nominellen Zugfestigkeit des Werkstoffes ab [72]. In seinen Untersuchungen fokussierte sich BAY zunächst auf walzplattierte Verbunde aus Aluminium, deren Oberflächen durch mechanisches Bürsten vorbehandelt und aktiviert wurden.

Im Gegensatz zu bisherigen Ansätzen, legte BAY die freigelegte Oberfläche  $Y$  als Bezugsgröße fest (Surface Exposure), weil nur die neue freigelegte Oberfläche während der Umformung eine Pressschweißverbindung aufbauen kann (Gl. 2.13).

$$Y = \frac{A_1 - A_0}{A_1} \quad (2.13)$$

Für den Aufbau von Pressschweißverbindungen zwischen Oberflächen unterteilt BAY die Oberfläche in zwei Anteile: bedeckt mit einer nativen Oxid- bzw. Absorptionsschicht (F, Film) und zusätzlich bedeckt mit einer kaltverfestigten Schicht (C, Cover Layer), wie sie z. B. beim mechanischen Bürsten entsteht. Weil das Versagen der Oberfläche während der Umformung vom Zustand der Oberfläche abhängt, wird von BAY hierzu in zwei Versagensmechanismen unterschieden:

**Mechanismus F:** Versagen der nativen Oxid- und Absorptionsschichten

**Mechanismus C:** Versagen der kaltverfestigten Deckschicht

Der Anteil der Oberfläche, der nur mit einer Oxidschicht bedeckt ist, wird als  $\beta$  bezeichnet. Im Umkehrschluss ist  $1 - \beta$  der Anteil mit einer kaltverfestigten Deckschicht. Ein typischer Wert für eine gebürstete Aluminiumoberfläche liegt um  $\beta = 0,4$  [73]. Die Bedingungen für den Aufbau einer Pressschweißverbindung unterscheiden sich in Abhängigkeit von der Deckschicht und dem wirkenden Versagensmechanismus.

In Gl. 2.14 wird die Verbundfestigkeit  $\sigma_b$  als Summe der beiden Anteile der Mechanismen F und C ausgedrückt. Als Grundannahme wird von zwei identischen Oberflächen aus demselben Werkstoff ausgegangen, bei der stets zwei gleichartige Oberflächen (Oxid/Deckschicht) in Kontakt stehen. Der erste Term für Mechanismus F wird für Kontaktdrücke  $p = \sigma_n$  kleiner dem

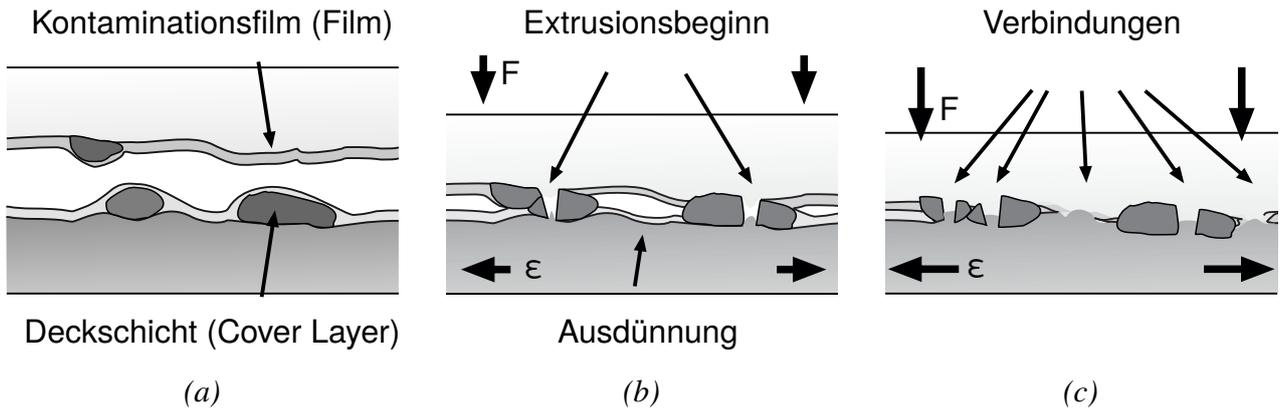


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der drei Schritte bis zum Aufbau von Pressschweißverbindungen zwischen zwei Oberflächen nach der Schichtentheorie und BAY: (a)  $r = 0$ , (b)  $r < r_{th}$ , (c)  $r \geq r_{th}$

erforderlichen Extrusionsdruck  $p_E$  gleich Null gesetzt, der zweite Term für Mechanismus C bei einem Oberflächenzuwachs  $Y$  geringer als dem benötigten Schwellwert  $Y'$ .

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_0} = (1 - \beta) \underbrace{Y \frac{p - p_E}{\sigma_0}}_{\text{coverlayer}} + \beta \underbrace{\frac{Y - Y'}{1 - Y'} \cdot \frac{p}{\sigma_0}}_{\text{film}} \quad (2.14)$$

Hierbei gelten zwei Maxima: für kleine Oberflächenzuwächse erreicht die Verbundfestigkeit höchstens eine reduzierte Festigkeit von  $\sigma_b = 2/3 \cdot Y \cdot \sigma_f$  (Maximum 1), weil sich nur sehr wenige Verbindungen aufbauen, die im Verhältnis zur Dicke der Oxidschicht sehr schmal sind und deshalb durch Abscheren versagen. Für große Oberflächenzuwächse mit entsprechend großen Verbindungsflächen sind beide Festigkeiten identisch ( $\sigma_b/\sigma_f = 1$ ) (Maximum 2) Eine detaillierte Herleitung beider Maxima findet sich in [74].

Die Erkenntnisse einer ausführlichen Untersuchung der Versagensmuster von natürlichen Oxidschichten und zusätzlichen metallischen Deckschichten (Nickel und Chrom) beim Walzplattieren führte ZHANG in einer erweiterten Beschreibung der Verbundfestigkeit zusammen [75] (Gl. 2.19). Der Beschreibung liegt das Gleichgewicht zwischen Verbundfestigkeit  $\sigma_b$  und dem Normaldruck an der Verbindungsstelle  $p_b$  zu Grunde (Gl. 2.15), in dem nach CONRAD und RICE die Verbundfestigkeit zwischen ideal reinen und aktiven Oberflächen gleich dem Kontaktdruck beim Verschweißen ist [76]. Zusammen mit der freigelegten Oberfläche  $\Psi$  in Gl. 2.16 leitet [75] als Grundgleichung für sein Modell den Zusammenhang in Gl. 2.17 her.

$$\sigma_b A_1 = p_b A_d \quad (2.15)$$

$$\Psi = \frac{A_1 - A_c}{A_1} \quad (2.16)$$

$$\sigma_b = \Psi p_b \quad (2.17)$$

Die mit einer (kaltverfestigten) Deckschicht (cover layer) bedeckten Flächenanteile werden mit  $\gamma$  bezeichnet. Die Indizes s und h stehen für den weichen (soft) und harten (hard) Fügepartner. Die Verbundfestigkeit berechnet sich als Summe der vier Teilfestigkeiten mit

- i Deckschicht (cover layer,  $\sigma_{BC}$ )
- ii ohne Deckschicht (film,  $\sigma_{BC}$ ),
- iii einer Deckschicht nur auf dem weichen Fügepartner ( $\sigma_{BMS}$ ) und
- iv einer Deckschicht nur auf dem harten Fügepartner ( $\sigma_{BMh}$ ).

$$\begin{aligned} \sigma_B = & (1 - \gamma_s)(1 - \gamma_h)\sigma_{BC} + \gamma_s\gamma_h\sigma_{BF} \\ & + (1 - \gamma_s)\gamma_h\sigma_{BMs} + \gamma_s(1 - \gamma_h)\sigma_{BMh} \end{aligned} \quad (2.18)$$

Insgesamt stellt ZHANG schließlich die folgende Beschreibung der Verbundfestigkeit auf:

$$\begin{aligned} \sigma_B = & (1 - \gamma_s)(1 - \gamma_h)(1 - G_s)(1 - G_h)Y_sY_h(p - p_{EC}) \\ & + \gamma_s\gamma_h \frac{Y_s - Y'_s}{1 - Y'_s} \frac{Y_h - Y'_h}{1 - Y'_h} \\ & + \gamma_h(1 - \gamma_s)(1 - G_s)Y_s \frac{Y_h - Y'_h}{1 - Y'_h} (p - p_{EM_s}) \\ & + \gamma_s(1 - \gamma_h)(1 - G_h)Y_h \frac{Y_s - Y'_s}{1 - Y'_s} (p - p_{EM_h}) \end{aligned} \quad (2.19)$$

In Gl. 2.19 wurde die Beschreibung von BAY um eine Reihe von zusätzlichen Einflüssen erweitert:

- eine Differenzierung zwischen Fügepartnern mit unterschiedlicher Festigkeit (hard, soft),
- Kontakt zwischen unterschiedlichen Oberflächenzuständen,
- die mechanischen Eigenschaften der Deckschichten (Duktilität  $G$ ),
- die Flächenanteile der unterschiedlichen Deckschichten und ihrer Kombinationen ( $\gamma$ ) sowie

- ein Verhältnis zwischen Rissbreite und Schichtdicke.

Dabei wird die Duktilität der Deckschicht  $G$  über die wahre freigelegte Oberfläche  $\Psi$  definiert. Diese ergibt sich aus der neuen Oberfläche  $A_1$ , abzüglich der weiterhin durch eine Deckschicht belegten Fläche  $A_c$  (covered). So steht  $G = 1$  für eine duktile und  $G = 0$  für eine spröde Deckschicht [75].

Die beiden Beschreibungen nach BAY und ZHANG sind aus einer Vielzahl an Ergebnissen abgeleitet worden und die entwickelte Modellvorstellung zum Aufbau von Pressschweißverbindungen als empirische Modelle anerkannt [77]. Die Voraussetzung für ihren Einsatz ist jedoch eine aufwändige Parametrisierung durch eine Reihe an Versuchen. Insbesondere für die Berücksichtigung des unterschiedlichen Schichtverhaltens ist eine Analyse zum Versagen der vorhandenen Deckschichten notwendig, womit für eine Berechnung der Verbundfestigkeit nach ZHANG insgesamt 14 Parameter benötigt werden.

In [77, 78] wird das sog. Freiburger Modell als Erweiterung der Modelle von BAY und ZHANG beschrieben. Es besteht aus einem deutlich komplexeren Simulationssystem, in dem der Walzprozess und der Oberflächenkontakt und deren Mechanik sehr detailliert abgebildet werden. Neue Wirkmechanismen zum Aufbau von Pressschweißverbindungen wurden nicht implementiert.

#### 2.4.1.2 Modell nach COOPER und ALLWOOD

Die benötigte Oberflächenvergrößerung bis zum Aufbau einer Pressschweißverbindung variiert mit jedem Werkstoff und jedem Umformprozess. Deshalb sind alle bisherigen Modelle empirisch an einen Prozess gekoppelt und bilden zwangsläufig die darin wirkenden Mechanismen und Zusammenhänge ab. Um die Modellierung von Pressschweißvorgängen voranzutreiben und ein allgemein gültiges Modell zu erarbeiten, veröffentlichten COOPER und ALLWOOD eine Untersuchung zum Pressschweißen von Aluminium, bei der Kontaktdruck und Oberflächenvergrößerung unabhängig voneinander kontrolliert werden konnten [79].

In Gl. 2.20 ist die Verbundfestigkeit im Gleichgewicht zwischen den Produkten aus Verbundfestigkeit  $\sigma_b$  mit nomineller Kontaktfläche  $A_N$  und der nominellen Festigkeit des Werkstoffes  $\sigma_0$  mit einer Reihe von Flächenanteilen beschrieben [79]:

$$\sigma_b \cdot A_n = \left( \frac{0,8 A_n}{\sigma_{f0}} \sqrt{\sigma_n^2 + 3(\tau_{app})^2} \right)_{\leq A_N} \cdot \nu_{\geq 0} \cdot \left( 0,8 \frac{\sigma_n - p_{ex}}{\sigma_{f0}} \right)_{\leq 1} \cdot \sigma_0 \quad (2.20)$$

Der Unterschied zu den Ansätzen nach BAY und ZHANG ist die durchgehend analytische Beschreibung aller Vorgänge. Das Modell verfolgt denselben Grundgedanken: die Verbundfestigkeit ist das Produkt aus wirkender Fläche und der Festigkeit des Werkstoffes. Der erste

Term beschreibt die Kontaktfläche, die durch die Plastifizierung der Oberflächenrauheit entsteht. Der zweite Term  $\nu$  (Gl. 2.21) reduziert die Kontaktfläche auf die Fläche, die bei der gegebenen Dehnung tatsächlich oxidfrei ist. Der dritte Term grenzt die Fläche (wie schon bei BAY) zusätzlich ein, indem der benötigte Extrusionsdruck für den Aufbau einer Verbindung erreicht sein muss.

Wesentlicher Fortschritt gegenüber bisherigen Ansätzen ist die vereinfachte und durchgehend analytische Herleitung des Schwellwertes. COOPER und ALLWOOD reduzieren die komplexe Struktur der Oberfläche in regelmäßige, gleichschenklige Dreiecke. Diese liegen gegen eine plane Oberfläche an und schließen dabei ein Volumen an Luft (und Sauerstoff) ein. Dieser Sauerstoff wird im Verlauf der Umformung und Oberflächendehnung wieder zu Oxid umgesetzt. Erst wenn dieser eingeschlossene Sauerstoff aufgebraucht ist, legt die Dehnung eine aktive oxidfreie Oberfläche durch Versagen der Oxidschicht frei.

$$\nu = \frac{\varepsilon - \eta}{1 + \varepsilon} \quad (2.21)$$

Der Anteil der Oberfläche zwischen zwei Dreiecksspitzen (ein Tal), der durch den eingeschlossenen Sauerstoff wieder mit Oxid belegt werden kann, wird vereinfacht in Gl. 2.22 bestimmt. Für Aluminium geben COOPER und ALLWOOD als typischen Wert für  $\eta = 0,35$  an ( $R_{\text{eq}} = 5 \mu\text{m}$ ,  $\Psi = 0,18^\circ$ ,  $T = 298 \text{ K}$ ). Dieser Wert könnte in guter erster Näherung den praktisch ermittelten Schwellwert von Aluminium 35 % bis 40 % abbilden.

$$\eta = 50\,000 \cdot R_{\text{eq}} \cdot \cos \Psi_{\text{eq}} \cdot \frac{298 \text{ K}}{T} \quad (2.22)$$

Der Einfluss von Temperatur auf die Verbundfestigkeit wurde in der Berechnung des Schwellwertes und in der Fließkurve des Werkstoffes berücksichtigt. Die Vorhersage der Verbundfestigkeit liegt in den Experimenten jedoch stets unter den Versuchsergebnissen, d. h. der Temperatureinfluss wird mit den getroffenen Annahmen noch unterschätzt.

#### 2.4.2 Weitere Modellierungsansätze von Pressschweißverbunden

In Extrusionsprozessen, dem Rührreibschweißen oder auch Prozesskombinationen [80] wird der Aufbau von Pressschweißverbunden durch einfache Modellierungsansätze untersucht. Ein weit verbreitetes Vorgehen [81] ist die Bestimmung des Druck-Zeit Kennwertes  $W$  nach dem Ansatz von PLATA und PIWNIK (Gl. 2.23). Dieser phänomenologische Ansatz betrachtet den wirkenden Druck  $p$  im Vergleich zur Fließspannung des Metalls  $\sigma_f$  über die Zeit [82]. Dabei wird ohne die exakte Abbildung der wirkenden Mikromechanismen eine Aussage über den

Aufbau von Pressschweißverbindungen abgeleitet, nachdem der Schwellwert  $W_{th}$  empirisch ermittelt wurde.

$$W = \int_0^t \frac{P}{\sigma} dt \approx \sum_j \frac{P_j}{\sigma_{fj}} \Delta t_j \quad (2.23)$$

Der Vorteil diese Methode liegt darin, dass außer dem Schwellwert keine Parameter identifiziert werden müssen, wobei zunächst nur eine Aussage darüber getroffen werden kann, ob mit einem Pressschweißverbund zu rechnen ist - nicht aber welche Festigkeit er aufweist (z. B. im Vergleich zur Zugfestigkeit). Während sich so vglw. einfach numerische Ergebnisse zum Verbindungsaufbau einschätzen lassen, eröffnet diese Kennzahl keine weiteren Einblicke in die Wirkvorgänge des Verbindungsaufbaus und die zugrundeliegenden Zusammenhänge. Alle Einflüsse durch Temperatur etc. müssen empirisch nachgewiesen werden.

Beim Ultraschallschweißen wird die entstandene Verbundfestigkeit in Abhängigkeit der eingebrachten Energie bestimmt, so bestimmen z. B. GAUL *et al.* den freigelegten Oberflächenanteil über die Reibenergie [83].

### 2.5 Oberflächenaktivierung für das Pressschweißen

Pressschweißen ist eine Wechselwirkung zwischen Oberflächen. Die Reinigung von metallischen Oberflächen nimmt deshalb einen großen Stellenwert in der Untersuchung von umformtechnischen Fügeverfahren wie dem Pressschweißen ein. In dieser Arbeit werden insbesondere die Möglichkeiten einer elektrochemischen Aktivierung von Oberflächen untersucht, mit dem Ziel, die Verbundfestigkeit beim Pressschweißen zu erhöhen. Dabei geht es nicht um die Entwicklung neuer elektrochemischer Prozesse, sondern darum die Erforschung der Wirksamkeit bestehender und angepasster Behandlungskonzepte für das Pressschweißen zu untersuchen.

Zunächst soll aber eine begriffliche Definition von Reinigen, Aktivieren, Verbindungs- und Verbundfestigkeit im Kontext des (Kalt-) Pressschweißens als Fügen durch Umformen erfolgen. In den meisten Publikationen wird nur von einer Reinigung der Oberflächen gesprochen. Die spezifische Definition als Aktivierung zur besseren Beschreibung der Wirkvorgänge und als Abgrenzung der Anforderungen durch das Pressschweißen gegenüber anderen Prozessen, wird bisher nicht vorgenommen. Diese Abgrenzung ist aber sinnvoll um den wissenschaftlichen Fragestellungen zur Erforschung des Pressschweißens gerecht zu werden und insbesondere die wirkenden Mechanismen klar zu fassen. Im Rahmen dieser Arbeit bedeutet die

**Reinigung** von Oberflächen das Abtragen von Fremdstoffen und -schichten, die (chemisch) nicht dem reinen Metall (Substrat) entsprechen. Dazu gehören insbesondere Öle, Oxide

und absorbierte Gase, die an der Oberfläche eine Grenzschicht zwischen Atmosphäre und Substrat bilden.

Die Reinigung ist deshalb auch nur ein Teilaspekt der

**Aktivierung** von Oberflächen, zur gezielten Konditionierung für den Aufbau eines Pressschweißverbundes. Aktivieren ist die systemabhängige Kombination von Eigenschaften, die in Abhängigkeit der gewählten Werkstoffkombination der Fügepartner sowohl die chemische Zusammensetzung der Oberflächen als auch die physikalischen bzw. mechanischen Eigenschaften anspricht.

So wird eine Oberfläche z. B. beim Bürsten, durch den mechanischen Abtrag nicht nur gereinigt, sondern durch die mechanische Beanspruchung der Bürsten aufgeraut, kaltverfestigt und deshalb für das Pressschweißen aktiviert.

Die Festigkeit einer Schweißverbindung ist als atomare Verbindung zwischen Festkörpern immer identisch mit der Festigkeit des Werkstoffes. Als

**Verbindungsfestigkeit** von Pressschweißverbindungen sollte deshalb die Festigkeit eines mikroskopischen Verbindungspunktes (Bindungsbrücke) bezeichnet werden. Wie in Abschnitt 2.4 auf Seite 12 dargestellt, besteht eine Pressschweißverbindung mikroskopisch aus unzähligen kleinen Verbindungen in den Lücken zwischen der aufgebrochenen Deckschicht.

Diese kleinen Verbindungen stellen makroskopisch einen Verbund zwischen den Fügepartnern her und werden durch die makroskopische beobachtbare

**Verbundfestigkeit** abgebildet, in der die Verbindungen zwischen den Oberflächen der Fügepartner als Gesamtheit erfasst wird.

Diese Trennung dient der klaren Beschreibung zwischen zwei Effekten, die nicht zwangsläufig miteinander korrelieren. Die Verbindungsfestigkeit wird durch die Festigkeit der bindenden Metalle beschrieben, während die Verbundfestigkeit durch deren Anzahl bestimmt wird.

Zu Beginn des Kapitels soll die Grundüberlegung zum Einsatz von elektrochemischen Verfahren zur Aktivierung von Metalloberflächen erläutert werden. Metallische Oberflächen sind auf der Mikroskala in mehreren Schichten aufgebaut, die zum effektiven Entstehen von Pressschweißverbindungen entfernt werden müssen. Der in Abb. 2.6 dargestellte Aufbau einer Metalloberfläche macht deutlich, dass sich über dem nativen Metalloxid noch weitere Schichten durch Adsorption ausbilden, überwiegend Hydroxidgruppen.

Die Aktivierung der Metalloberflächen für das Pressschweißen gleicht in den meisten Fällen einer Reinigung. Die bisher effektivste bzw. am weitesten verbreitete Methode zur Vorbereitung

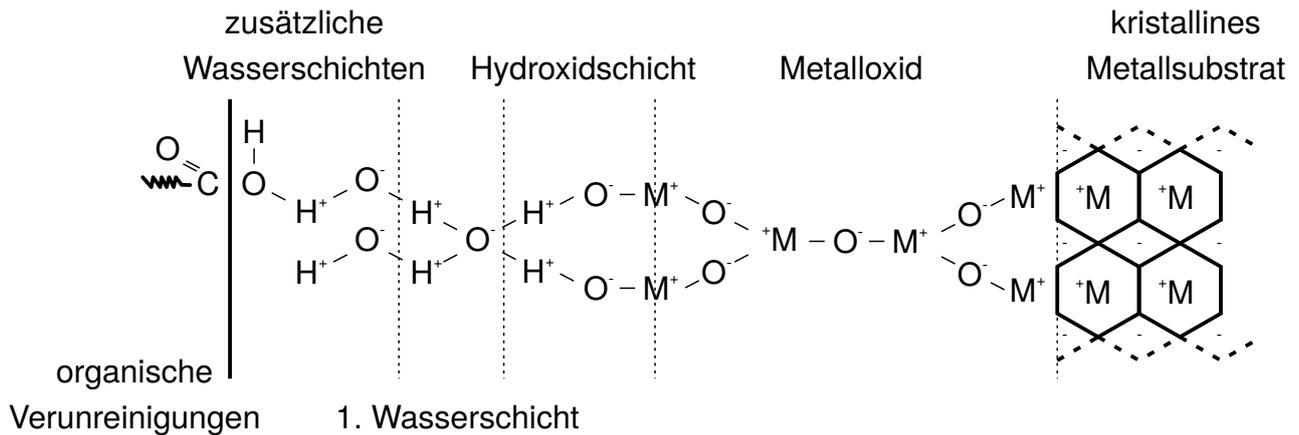


Abbildung 2.6: Eine Metalloberfläche an sauerstoffhaltiger Atmosphäre, nach [84]

der Oberflächen ist die mechanische Reinigung durch rotierende Drahtbürsten, wie in Kapitel 2 auf Seite 3 dargestellt. Die Oberflächen werden dabei durch eine Kombination aus Reinigung (Entfernen von Deckschichten) und Kaltverfestigung (Mikro-Partikel an der Oberfläche) in Summe aktiviert. Der Vorteil dieser Methode liegt in ihrer einfachen Anwendung für nahezu alle Werkstoffe und dem vergleichsweise großen Effekt. Als Nachteil kann die stochastische Verteilung der Aktivierung angeführt werden. BAY schätzt die aktivierte Oberfläche, die nach dem Bürsten mit einer kaltverfestigten Deckschicht überzogen ist, bei Versuchen mit Aluminium auf ca. 60 % [73]. Die restliche Oberfläche wird zwar gereinigt, re-oxidiert aber wieder und trägt ohne die kaltverfestigte Schicht nicht mehr zu einem verbesserten Pressschweißverhalten bei.

Chemische Verfahren wie das Beizen reinigen die Oberfläche der Metalle ebenfalls zuverlässig und im Vergleich zur mechanischen Aktivierung auch auf der gesamten behandelten Oberfläche. Allerdings können sie Reaktionsprodukte hinterlassen und müssen i. d. R. neutralisiert werden. Dabei kann die Wirkung der Reinigung bereits wieder durch eine „Kontamination“ durch die Neutralisationslösung abnehmen. So wird selbst die Reinigung mit Lösemitteln noch vor dem Bürsten durchgeführt [33], um eine erneute Verunreinigung zu vermeiden und den Verbindungsaufbau zwischen den Oberflächen nicht zu behindern [85].

Ein großes Potential als Aktivierungstechnologie und um die Schweißbarkeit von Metallen beim Pressschweißen noch weiter zu verbessern, bieten elektrochemische Verfahren. Durch elektrochemische Verfahren für die Bearbeitung von Oberflächen, wie z. B. die Galvanik, können Metalloberflächen auch lokal begrenzt und gezielt bearbeitet werden (selektive Galvanik). Dazu gehört die Reinigung durch Ab-/Auflösen der Oberfläche (Elektropolieren), das Abscheiden oder Aufbauen von Deckschichten (Elektrodeposition) und die gezielte Modifikation von Oberflächen

durch Elektrolyse. Elektrochemische Verfahren vereinen deshalb mehrere potentielle Vorteile für eine Aktivierung der Blechoberflächen auf sich. Sie wirken

- vollflächig oder gezielt partiell,
- werkstoffspezifisch und
- kontrolliert.

Dieses Potential von elektrochemischen Behandlungen wurde bisher nur für das Aufbringen von zusätzlichen Deckschichten aus Drittmetallen untersucht. BAY untersuchte das Pressschweißverhalten beim Walzplattieren von Aluminium mit Nickel-Beschichtung [72] und konnte beobachten, dass die Beschichtung aus Nickel das Versagensverhalten der Deckschichten begünstigte. Die positiven Eigenschaften einer Nickel-Beschichtung wurde bereits in Untersuchungen zum Pressschweißen von elektrotechnischen Bauteilen beobachtet [86, 87]. KHRENOV, GURKSII und DUBOLAZOV führen die spröden Eigenschaften der Nickel-Beschichtung dabei auf den Wasserstoff-Eintrag zurück (Verbund aus Kovar-Stahl und Kupfer) [87]. In [88] ist an Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen (REM) dargestellt, wie die Deckschicht auf der Oberflächen aufreißt und reines Aluminium „freilegt“. Die Beschichtung mit Nickel konnte in den Untersuchungen von CLEMENSEN, JUELSTORP und BAY im Vergleich dieselbe Verbundfestigkeit und den gleichen Schwellwert erreichen, wie eine Vorbehandlung durch mechanisches Bürsten. Der wesentliche Vorteil einer Beschichtung mit Nickel ist die zeitunabhängige Qualität der Vorbehandlung. ONODERA, FUJITA und KOIKE geben für die Nickel-Beschichtung eine Haltbarkeit von 4 Monaten bei hoher Luftfeuchtigkeit an, ohne Einbußen in der Schweißbarkeit [89]. Es gilt für Nickel jedoch die Einschränkung auf weiche, duktile Metalle. Auf Stahlproben konnte kein verbessertes Pressschweißverhalten beobachtet werden, was ZHANG auf die Druckempfindlichkeit der Nickel-Beschichtung zurückführt [75]. Bei der Umformung von Stahlproben herrscht im Walzspalt ein deutlich höherer Kontaktdruck, der die Duktilität der Nickel-Beschichtung zu erhöhen scheint und den Versagenspunkt auf ein höheres Dehnungsniveau verschiebt. Beschichtungen bieten, wenn sie auf die Umformbedingungen der Werkstoffe abgestimmt sind, eine Alternative zur klassischen mechanischen Reinigung. Ein weitaus größeres Potential könnten aber Verfahren bieten, mit denen der Anteil der aktivierten Oberfläche vergrößert werden kann. Während Beschichtungen nur ein „besseres“ Versagensverhalten als die natürlichen Oxidschichten besitzen, könnte eine elektrochemische Aktivierung die gesamte Kontaktfläche als aktive Bindungsfläche bereitstellen.

### 2.5.1 Konzept der elektrochemischen Aktivierung

Die Bearbeitung von metallischen Oberflächen durch elektrochemische Verfahren wird in industriellen Prozessen in einer großen Bandbreite eingesetzt, von der klassischen Galvanik zur Beschichtung von Metallen (Oberflächenveredelung durch Auftragen) bis hin zum Elektropolieren (Reinigung/Veredelung durch Abtragen). Abb. 2.7 stellt die verfügbaren Technologien und Einsatzmöglichkeiten schematisch dar. Anhand ihrer Wirkung können die elektrochemischen Oberflächenvorbehandlungen in drei Typen unterteilt werden:

1. Aktive Beschichtungen, die inhärent zur Verbundfestigkeit beitragen
2. Passive Beschichtungen, die nicht oder erst durch einen weiteren Prozessschritt die Verbundfestigkeit steigern (z. B. durch Diffusionsglühen)
3. Modifikationen, die eine Veränderung der atomaren Oberflächenstruktur durch Reinigung oder Aktivierung herbeiführen

Entsprechend der Unterteilung von Oberflächenbeschichtungen aus [90], sind bisher überwiegend passive Beschichtungen untersucht worden. Die dünne Schicht aus kaltverfestigten Partikeln, die beim mechanischen Bürsten entsteht oder auch die Beschichtung von Aluminium mit Nickel [88], sind passive Beschichtungen, die nach bisherigem Kenntnisstand nicht zur Verbundfestigkeit beitragen.

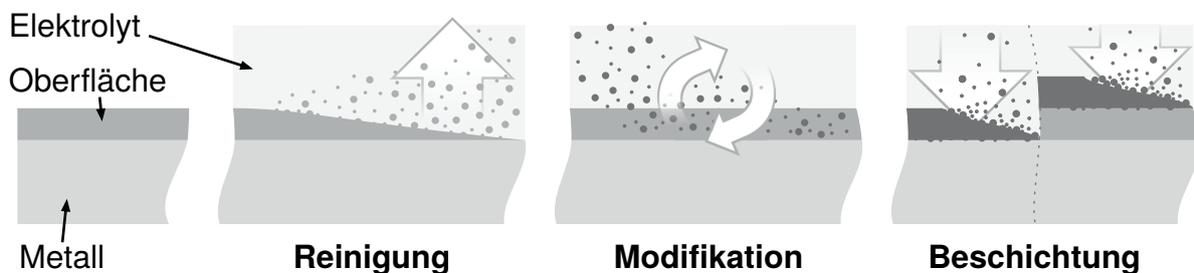


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung der elektrochemischen Behandlung von Metalloberflächen: Reinigung, Modifikation und Beschichtung

BAY, ZHANG und JENSEN geben für aktive Beschichtungen nur ein Beispiel für das Pressschweißen: eine Beschichtung die während der Umformung „ausgepresst“ wird und dabei die Deckschichten zerstört [90]. Dieser Ansatz kann mit dem Einsatz von Zwischenschichten verglichen werden, bei dem eine weiche Schicht als Haftvermittler dient, weil die beiden Hauptfügepartner keinen Verbund aufbauen, z. B. durch unzureichende Formänderung. Aktive Beschichtungen aus Metall sind praktisch nicht umsetzbar und wären nur aus Edelmetallen denkbar. Da jedoch selbst Gold an seiner Oberfläche eine Grenzschicht ausbilden kann und bei

Kontakt unter normaler Atmosphäre nicht „sofort“ verschweißt [64], sind aktive Beschichtungen - nicht nur aus Kostengründen - praktisch nicht als metallische Beschichtung herstellbar.

Organische bindungsfähige Schichten, deren Aktivität nicht durch z. B. Sauerstoff oder Stickstoff abgebunden wird, sind potentielle aktive Beschichtungen, die als Haftvermittler eingesetzt werden könnten. Hier sollte jedoch differenziert werden, dass die Verbindung keine metallische (Ionen-) Bindung und auch kein Ergebnis der plastischen Deformation ist. Ein Beispiel für eine Steigerung der Verbundfestigkeit durch den Einsatz organischer Haftvermittler, deren Bindung nicht auf Adhäsion basiert (wie bei Klebstoffen), wird in Abschnitt 6.1 auf Seite 84 beschrieben.

Im nächsten Abschnitt wird die Einsatzmöglichkeit der genannten Behandlungsarten am Beispiel des Walzplattierens hinsichtlich der Prozessführung als Konzept vorgestellt, um anschließend das Wirkprinzip der zielgerichteten Aktivierung von Oberflächen vorzustellen und am Beispiel der elektrochemischen Reduktion zu diskutieren.

Industrielle Umsetzungen von elektrochemischen Reinigungsprozessen beim Walzplattieren sind nicht bekannt. Über die Möglichkeiten zur technischen Reinigung von Stahlblechen zum Entfernen von Ölen und Fetten, sind bereits Untersuchungen veröffentlicht, z. B. von CEGLA [91].

### 2.5.2 Redoxreaktion von Metalloxid

Die chemische Oxidation und Reduktion laufen stets gemeinsam ab. Um eine Reduktion zu erzwingen, muss einem stabilen System Energie zugeführt werden, die Reaktionsenthalpie [92]. So reagiert das Eisen-(III)-Oxid im Hochofen nur durch die hohe Temperatur unter Aufnahme von Elektronen mit dem Kohlenstoff.

Die benötigte Energie für den Übergang der Redoxreaktion kann auch durch Strom in einem flüssigen Medium (Elektrolyten) erfolgen und wird dann Elektrolyse genannt. Im betrachteten Fall der Oberflächenaktivierung für einen Pressschweißverbund, wird mittels der Redoxreaktion an der Oberfläche das Oxid des Metalls durch die Aufnahme von Elektronen wieder zum „reinen“ Metall reduziert. Das dazu notwendige Potential, die Zellspannung, zwischen Anode und Kathode darf jedoch nicht größer sein als die Zersetzungsspannung des Elektrolyten. Für einen Elektrolyten aus destilliertem Wasser entspricht dies etwa  $-0,83\text{ V}$  - ein rein theoretischer Wert, weil das dest. Wasser mit Ionen (z. B. durch Salze) versehen werden muss, um den Strom zu leiten. Der tatsächliche Wert der Zersetzungsspannung ist deshalb pH-Wert und auch von der Temperatur abhängig. Mit Hilfe der Nernst-Gleichung kann das konzentrationsabhängige Elektrodenpotential für die Redoxreaktion bestimmt werden [92]. In sog. Pourbaix-Diagrammen wird die thermodynamische Stabilität von Metall-Elektrolyt-Systemen auf Grundlage der Nernst-Gleichung über den pH-Wert dargestellt.

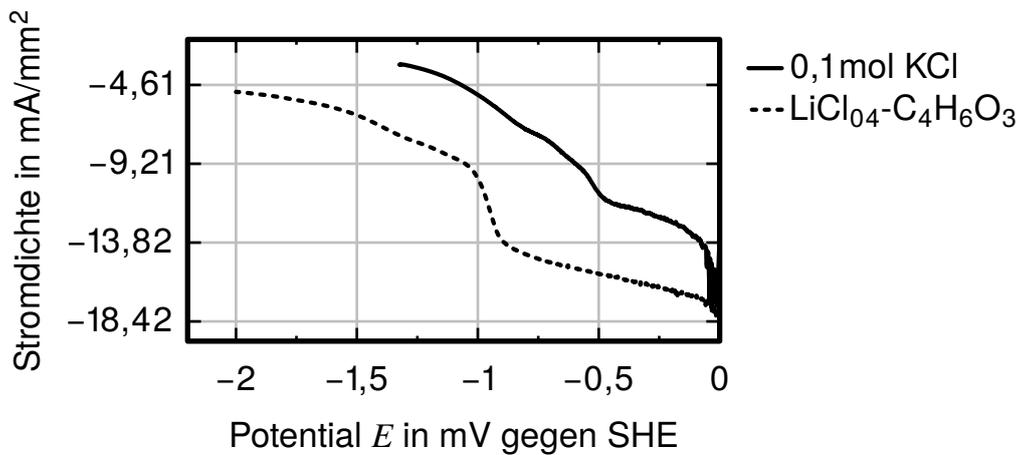


Abbildung 2.8: Stromdichte-Potential-Messung der Redoxreaktion von Aluminium in KCl-Lösung und LiClO<sub>4</sub> Propylencarbonat

Tabelle 2.1: Elektrochemische Eigenschaften von Metallen, die in walzplattierten Produkten eingesetzt werden. Das Standardpotential  $E^0$  ist als Normalpotential gegen Normal-Wasserstoffelektrode angegeben,  $H$  ist die Oxidationsenthalpie.

Element	Redoxreaktion	$E^0$ in V	$H$ in kJ/mol
Nickel	$\text{Ni(OH)}_2 + 2 \text{OH}^- \rightleftharpoons \text{NiO}_2 + 2 \text{H}_2\text{O} + 2 e^-$	+0,98	
Eisen	$\text{Fe}^{2+} \rightleftharpoons \text{Fe}^{3+} + e^-$	+0,77	-273,69
Kupfer	$\text{Cu} \rightleftharpoons \text{Cu}^{2+} + 2 e^-$	+0,34	-158,13
	$\text{Cu}^+ \rightleftharpoons \text{Cu}^{2+} + e^-$	+0,16	
Wasserstoff (Wasser)	$\frac{1}{2} \text{H}_2 \rightleftharpoons \text{H}^+ + e^-$	0,00	
	$\text{H}_2 + 2 \text{OH}^- \rightleftharpoons 2 \text{H}_2\text{O} + 2 e^-$	-0,83	
Chrom	$\text{Cr} \rightleftharpoons \text{Cr}^{3+} + 3 e^-$	-0,76	
	$\text{Cr} \rightleftharpoons \text{Cr}^{2+} + 2 e^-$	-0,91	
Titan	$\text{Ti} \rightleftharpoons \text{Ti}^{3+} + 3 e^-$	-1,21	
	$\text{Ti} \rightleftharpoons \text{Ti}^{2+} + 2 e^-$	-1,77	
Aluminium	$\text{Al} \rightleftharpoons \text{Al}^{3+} + 3 e^-$	-1,71	-846,55
Magnesium	$\text{Mg} \rightleftharpoons \text{Mg}^{2+} + 2 e^-$	-2,38	-603,74
Lithium	$\text{Li} \rightleftharpoons \text{Li}^+ + e^-$	-3,05	

Aus Tab. 2.1 ist ersichtlich, dass sich ein Teil der Metalle theoretisch in wässriger Lösung reduzieren ließe, ohne den Elektrolyten zu zersetzen. Um aber die Oxide von Aluminium oder Titan zu reduzieren, sind die benötigten Zellspannungen mit wässrigen Lösungen nicht zu erreichen. In diesem Fall müssen wasserfreie Elektrolyte verwendet werden, z. B. ionische Flüssigkeiten. Der prozesstechnische Aufwand steigt dabei allerdings deutlich, insbesondere durch die erforderliche Absicherung der hochreaktiven Flüssigkeiten (Explosionsgefahr). Ein Beispiel für eine solche ionische Flüssigkeit ist Lithiumperchlorat ( $\text{LiClO}_4$ ). Es kann in Propylencarbonat ( $\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_3$ ) gelöst werden und „erträgt“ Zellspannungen bis etwa  $-3\text{ V}$  [93]. Der Verlauf der Redoxreaktion kann mittels Potentiometrie parallel zum Versuch gemessen werden. Dazu wird eine zusätzliche Referenzelektrode angeschlossen, gegen die die Zellspannung während der Reduktion gemessen wird.

Abb. 2.8 zeigt den Verlauf der Stromdichte bei der Reduktion von Aluminium in einer wässrigen  $0,1\text{ mol}$  Kaliumchlorid-Lösung ( $\text{KCl}$ ) und in einer ionischen Flüssigkeit ( $\text{LiClO}_4$ -Propylencarbonat). Beide Verläufe zeigen einen Anstieg der Stromdichte mit ansteigender negativer Zellspannung. Der wässrige Elektrolyt fängt bei etwa  $-0,5\text{ V}$  an sich zu zersetzen, die ionische Flüssigkeit enthält noch einen gewissen Rest an Wasser, z. B. durch das Einfüllen in das Becherglas, dessen Zersetzung sich bei einer Spannung von etwa  $-0,8\text{ V}$  erkennen lässt.

## 2.6 Oberflächenreibung

Auf Grund der großen Bedeutung der Reibung für Umformprozesse allgemein und das Walzen im Besonderen, wird an dieser Stelle ein kurzer Überblick zum aktuellen Kenntnisstand zur Reibung zwischen Oberflächen und Ansätzen zu deren mathematischer Beschreibung dargestellt. Eine ausführliche Übersicht zu den in der Blech- und Massivumformung eingesetzten Modellen findet sich u. a. in [94]. Eine wissenschaftliche Analyse von Reibungsproblemen aus Sicht der atomaren Kontaktsituation ist z. B. in [95] dargestellt.

Eine makroskopische Betrachtung der Oberflächenreibung vereinfacht die tatsächliche (Nano- und Mikro-) Struktur der Oberflächen und versucht deren Interaktion in einem einfachen Zusammenhang quantitativ abzubilden. In den Ingenieurwissenschaften wird deshalb auch heute noch mit den drei einfachen Grundannahmen von AMONOTON (1 und 2) und COULOMB (3) für die trockene Reibung gearbeitet:

1. Die Reibkraft ist unabhängig von der wahren Kontaktfläche
2. Die (statische) Reibkraft ist proportional zur aufgebrachten Presskraft
3. Die Gleitreibung ist unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit

Aus diesen drei Annahmen leitet sich das als Modell nach COULOMB (oder Amonoton-Coulomb) bekannte Reibmodell mit der Proportionalitätskonstante  $\mu$  ab, dem Reibwert (Gl. 2.24).

$$F_r = \mu \cdot F_n \quad (2.24)$$

Der proportionale Zusammenhang zwischen Reib- und Presskraft wird für Zustände mit geringem Kontaktdruck als gültig angenommen, bis zu Kontaktdrücken von  $\sigma_n/\sigma_f \leq 1,5$ . In der Modellvorstellung kann  $\mu$  beliebige positive Werte zwischen 0 und 1 annehmen bzw. es gilt nach der Schubspannungshypothese von TRESCA  $\mu \leq 0,5$  oder entsprechend der Gestaltänderungshypothese nach von MISES  $\mu \leq 1/\sqrt{3} \approx 0,577$  [96].

Die zunächst erhabenen Oberflächenanteile plastifizieren im Kontakt der Oberflächen miteinander und ebenen unter ausreichendem Druck ein. Dies geschieht auch in die Tiefe – zur Veranschaulichung vergleichbar dem Abdruck einer Härteprüfung. Bei kleinen Kontaktdrücken liegen die plastischen Zonen auf der Oberfläche noch relativ weit auseinander und sie überschneiden sich nicht. Mit steigendem Kontaktdruck wächst der plastifizierte Anteil der Oberfläche bis hin zu einem Maximalwert, der unterhalb der nominellen Kontaktfläche  $A_n$  liegt [97]. Aktuelle Untersuchungen von [79] schätzen den maximalen Anteil auf Grundlage von [76] auf einen Wert um 80 % ein.

In einer Torsionsprüfung kann z. B. beobachtet werden, dass die übertragbare Schubspannung bei steigendem Druck nicht unendlich zunimmt, sondern durch ein Maximum  $\tau_{\max}$  begrenzt ist [98], das der Scherfließspannung des Werkstoffes  $\tau_f$  entspricht. SHAW, BER und MAMIN leiteten aus dieser Erkenntnis den in Abb. 2.9 dargestellten Gesamtverlauf der Schubspannung über die Kontaktspannung ab und nahmen eine Aufteilung in drei Bereiche vor (Abb. 2.9) [97, 99]. Die asymptotische Annäherung an den Maximalwert  $\tau_{\max}$  und der Gesamtverlauf wurden durch WANHEIM nachgewiesen [100].

- I**  $A \ll A_n$ , Es gilt ein proportionaler Zusammenhang zwischen  $\tau_r$  und  $\sigma_n$
- II**  $A \leq A_n$ , Übergang zur maximalen Schubspannung  $\tau_{\max}$
- III**  $A \approx A_n$ , Abgleiten unter Scherung  $\tau_r = \tau_f$

Das Reibfaktormodell wird zur Beschreibung des Bereiches III herangezogen, wenn die übertragene Schubspannung der Schubfließgrenze des (weicheren) Werkstoffes entspricht. SCHEY formulierte darauf das Reibfaktor Modell, bei dem Reibschubspannung und Scherfließspannung durch den Reibfaktor  $m$  verknüpft sind (Gl. 2.25).

$$\tau_r = m \cdot \tau_f \quad (2.25)$$

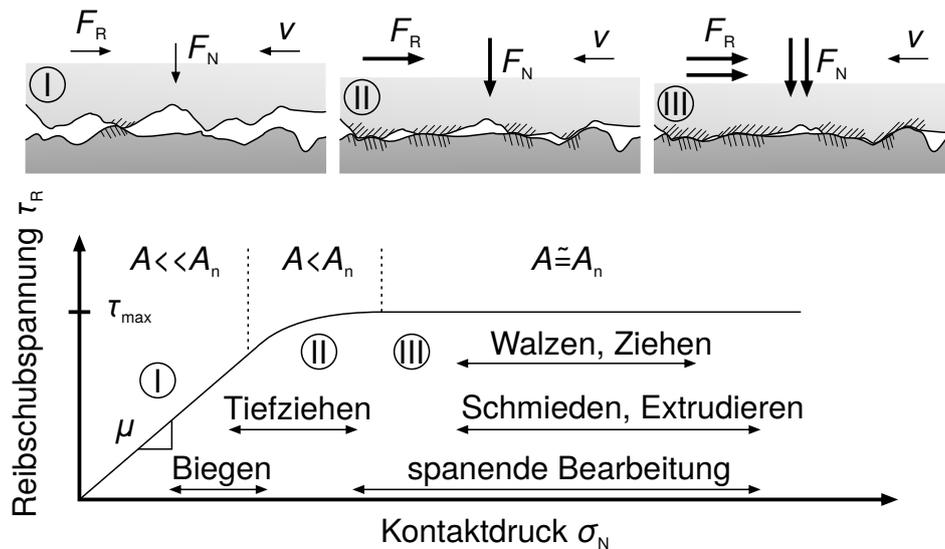


Abbildung 2.9: Zusammenhang der durch Oberflächenreibung übertragenen Schubspannung  $\tau_r$  in Abhängigkeit der Kontaktnormalspannung  $\sigma_n$  mit den drei Bereichen nach [97] und der Bereichszuordnung typischer Prozesse nach [101]

Diese Beschreibung der wirkenden Reibung sollte für Kontaktdrücke angewendet werden, die ein Vielfaches der Fließspannung übersteigen ( $\sigma_n / \tau_f \geq 3$ ). Im Bereich II findet ein kontinuierlicher Übergang zwischen den beiden äußeren Zuständen statt. Um einen Übergangsbereich zu schaffen, kann die Formulierung von BETTEN [103] oder die Anpassung durch [104] verwendet werden.

Für eine bessere Abbildung des Einflusses der wahren Kontaktfläche, untersuchten WANHEIM, BAY und PETERSEN mittels der Gleitlinientheorie den Kontakt rauer Oberflächen und erarbeiteten eine Erweiterung des Reibfaktormodelles (Gl. 2.26), um die tatsächlich in Kontakt stehende Oberfläche zu berücksichtigen und damit den kompletten Verlauf aus Abb. 2.9 abzubilden [105].

$$\tau_R = m\alpha\tau_f \quad (2.26)$$

Das Verhältnis zwischen tatsächlicher und nomineller Kontaktfläche  $\alpha$  hängt dabei vom Abstand der plastifizierten Zonen ab. Mit Zunahme der wirkenden mittleren Kontaktspannung  $q$  steigt  $\alpha$  bis auf das theoretische Maximum  $\alpha = 1$  an. Der Verlauf des Anstiegs hängt dabei vom Reibfaktor  $m$  ab.

Aktuelle Weiterentwicklungen der Modelle zur besseren Berücksichtigung von Gleitgeschwindigkeiten oder Temperatureinflüssen, wie sie z. B. für Schmiedeprozesse von großer Bedeutung sind, werden in den Arbeiten von ALASTI und BOUGUECHA ausführlich dargestellt [106, 107]. Ein aktueller Ansatz, der sich ebenfalls mit dem Einebnen der Kontaktflächen beschäftigt, wurde von WANG *et al.* vorgestellt. Sie entwickelten aus Versuchen an einem selbst

konzipierten Tribometer eine Möglichkeit den Übergangspunkt  $\sigma_{cr}$  zwischen dem Reibwert- und Reibfaktor-Modell zu bestimmen (Gl. 2.27). Der Übergangspunkt ist abhängig vom Reibfaktor  $m$  und wird u. a. aus dem Böschungswinkel  $\theta$  des Oberflächenprofils bestimmt. Der Zusammenhang zwischen  $m$  und  $\mu$  wurde dabei durch eine empirische Gleichung hergestellt.

$$\frac{\sigma_{cr}}{\sigma_f} = C = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \frac{1 + \sin 2\varphi}{2} + \frac{\pi}{4} + \varphi - \theta \right) \quad (2.27)$$

Eine weitere Entwicklungsrichtung ist der als ploughing (Pflügen) bezeichnete Kontakt zwischen einer harten und einer weichen Oberfläche [109, 110]. In diesem Modellierungsansatz dringen die harte Oberfläche (z. B. abstrahiert durch eine Rauheitsspitze) oder harte Partikel in die weiche Oberfläche ein und „pflügt“ bei Bewegung durch die weiche Oberfläche. Dieser Ansatz eignet sich besonders, um den Einfluss des schichtweisen Aufbaus der Oberfläche auf die Reibung zu berücksichtigen. Beim Walzen von Blechen wird überwiegend noch der Zusammenhang von COULOMB aufgebaut. LENARD weist auf zwei Erweiterungen durch [111] und [112] hin, in denen die Walzgeschwindigkeit berücksichtigt wird [36].

### 2.7 Tailored Products

Unter dem Begriff Tailored Products werden hier alle Halbzeuge zusammengefasst, deren Eigenschaften (Form und Qualität) für ein spezifisches Produkt ausgelegt wurden. Bei Blechhalbzeugen wurden neben den partiell verstärkten Patchwork Blanks, allen voran eine Reihe von Tailored Blanks entwickelt, die inzwischen in diversen Ausführungen erhältlich sind oder untersucht werden: Tailored Welded Blanks aus unterschiedlichen Güten und Blechdicken, Tailored Rolled Blanks als flexibel gewalzte Platinen mit veränderlichem Querschnitt, Tailored Heat Treated Blanks mit partieller Wärmebehandlung (z. B. durch Laserbestrahlung) und Tailored Hybrid Blanks als verschweißte artfremde Werkstoffkombination (z. B. Stahl und Aluminium).

Eine besondere Herausforderung ist die schweißtechnische Herstellung von Tailored Hybrid Blanks dar, weil artfremden Werkstoffen i. d. R. nur schlecht oder garnicht ineinander Löslich sind. Um dieses Problem zu lösen, werden neben der Weiterentwicklung klassischer Prozesse wie dem TIG-Schweißen [113] auch neue Ansätze erforscht: das Rührreibschweißen [114], das Elektronenstrahlschweißen [115] oder Laser-basierte oder -unterstützte Prozesse, wie das Laserschweißen [116], Laserlöten [117, 118], Laser-Walzen [119] oder das Laser-MIG-Schweißen [120]. Allen genannten Prozessen gemein ist der starke Wärmeeintrag und die damit verbundene Wärmeeinflusszone, in der sich z. B. spröde intermetallische Phasen bilden können.

Das große Potential des Fügens durch Pressschweißen liegt in der Verarbeitung artfremder Werkstoffkombinationen. Neben den in Abschnitt 2.3 auf Seite 7 genannten Anwendungen liegt z. B. im Fügen von Strukturteilen neuer leichter Kraftfahrzeuge ein breites Spektrum an Herausforderungen. Die steigende Anzahl an Bauteil-Typen aus Blechen, Profilen und Gussteilen [121, 122] bedingt eine immer breitere Palette an Werkstoffgütern und -qualitäten.



### 3 Motivation und Zielsetzung

Die vorliegende Arbeit hat zum Ziel, einen grundlegenden Beitrag zum Pressschweißen von Blechen und der umformtechnischen Herstellung von partiell gefügten Blechplatten durch Pressschweißen zu leisten. Dazu wurden die folgenden wissenschaftlichen Fragestellungen untersucht:

- Welche Werkzeuge und Prozessstrategien sind zur Herstellung von partiell verschweißten Blechplatten durch inkrementelles Walzen erforderlich?
- Welche Einflussgrößen bestimmen die Verbundfestigkeit beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen?
- Wie kann das Potential des Pressschweißens zukünftig besser genutzt und in bestehende Prozesse integriert werden?
- Welches Potential bieten elektrochemische Oberflächentechnologien zur Aktivierung für das Pressschweißen und wie könnten diese Technologien in ein Umformwerkzeug integriert werden?

Das Pressschweißen durch inkrementelles Walzen ist ein interessanter Ansatz zum umformtechnischen Fügen und der Einsatz von elektrochemischen Oberflächentechnologien für das Pressschweißen wurde bisher noch nicht untersucht. Die Untersuchungen in dieser Arbeit gliedern sich deshalb in drei Teile. Zunächst wurde in grundlegenden Versuchen die Wirkung verschiedener elektrochemischer Technologien mit dem Ziel der Oberflächenaktivierung untersucht. Anschließend wurde der Umformprozess zum partiellen Fügen von Blechplatten durch inkrementelles Walzen konzipiert, analysiert und die Wechselwirkungen zwischen eingesetzten Werkzeugen und der Prozessführung mit der erreichbaren Verbindungsfestigkeit untersucht. Abschließend wurde die Integration der untersuchten elektrochemischen Oberflächentechnologien in ein Werkzeugkonzept betrachtet. Steter Untersuchungsgegenstand waren dabei grundlegende umformtechnische Zusammenhänge und Wirkmechanismen, nicht eine technologische Prozessreife.



## 4 Aufbau der Untersuchungen

In dieser Arbeit wird das Pressschweißen von Blechplatinen untersucht. Dabei liegt der Schwerpunkt zum einen auf neuen Methoden zur gezielten Aktivierung der Oberflächen für den Aufbau von Pressschweißverbindungen und zum anderen auf dem Umformprozess des inkrementellen Walzens zur Bearbeitung der Pressschweißverbunde.

Weil das Pressschweißen eine Systemeigenschaft ist, müssen die sich wechselseitig beeinflussenden Einflussparameter stets differenziert und schrittweise innerhalb, in Tiefe und Komplexität abgestuften Systemen untersucht werden. Abb. 4.1 stellt eine Auswahl an wichtigen Einflussgrößen auf jeden Pressschweißprozess dar. Gemeinsame Zielgröße fast aller Untersuchungen ist immer die Verbundfestigkeit bzw. die jeweils ermittelte Prüfkraft. Je größer diese Festigkeit bei gleicher bzw. geringerer Umformung (Dickenreduktion) ausfällt desto effektiver arbeitet der Pressschweißprozess.

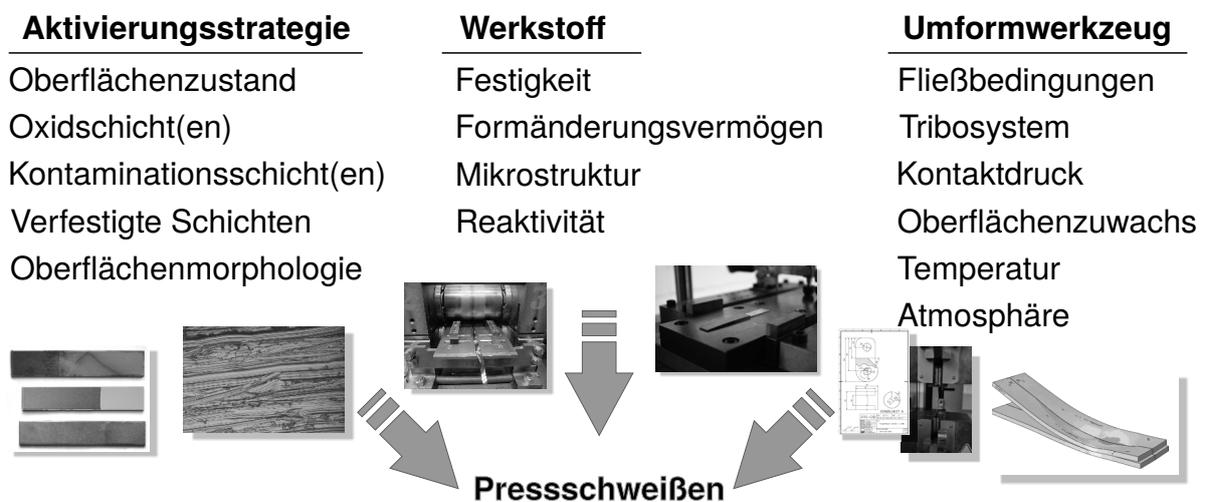


Abbildung 4.1: Pressschweißen als Systemeigenschaft: Darstellung der wichtigsten Einflussgrößen

In diesem Kapitel werden zunächst die verwendeten Versuchsmittel, -aufbauten und -methoden sowie die eingesetzten Werkstoffe beschrieben. Anschließend werden die Untersuchungen zur Aktivierung der Blechoberflächen durch elektrochemische Technologie in Kapitel 5 auf Seite 57 dargestellt. Dabei beschränkt sich diese Arbeit zunächst auf die Untersuchung der einstellbaren Oberflächenmorphologie (Rauheit) und dem entfernen bzw. reduzieren der nativen Oxidschichten. In Kapitel 6 auf Seite 83 wird die Aktivierung durch aufgebrauchte metallische

und organische Beschichtungen untersucht. Anschließend wird in Kapitel 7 auf Seite 99 der Prozess des inkrementellen Walzens als neuer Umformprozess für das Pressschweißen von Blechen erforscht und hinsichtlich der Umformbedingungen (Materialfluss, Oberflächenzuwachs und Kontaktdruck) umfassend charakterisiert. Der Einfluss von unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften als zentralem Wirkpunkt jeder Pressschweißverbindung wird mittelbar über die verwendeten Werkstoffe, stellvertretend für eine Reihe von Werkstoffgruppen, abgebildet. Die Übertragbarkeit der Erkenntnisse innerhalb der Werkstoffgruppen ist damit gegeben.

### 4.1 Versuchsstand und Werkzeuge

Alle Versuche in dieser Arbeit wurden mit den hier dargestellten Versuchsaufbauten und -werkzeugen durchgeführt. Als einheitliche Notation, wird der Aufbau der Versuchsproben wie folgt in Kurzform benannt: St-Al für einen Verbund bei dem Stahl als Auflage und Aluminium als Grundlage verwendet wurde. Das Auflageblech steht dabei immer mit dem aktiv bewegten Umformwerkzeug in Kontakt. Angaben zur Dicke des Pressschweißverbundes  $s_0$  und  $s_1$  sind immer für den zweiteiligen Verbund angegeben, d. h. ein Pressschweißverbund aus zwei 1 mm Blechen wird mit einer Ausgangsdicke von  $s_0 = 2$  mm aufgeführt. Andernfalls wird der Index erweitert, z. B.  $s_{0\text{Auf}}$  für die Ausgangsblechdicke der Auflage.

#### 4.1.1 Werkzeug zum Pressschweißen

Für die ersten Untersuchungen unterschiedlicher Oberflächenzustände wurde ein Umformwerkzeug zum Überlapp-Pressschweißen aufgebaut, bei dem ein Werkzeugstempel zwei überlappende Blechproben umformt und miteinander verschweißt (Abb. 4.2).

Der Pressstempel ist hydraulisch angetrieben und wird mit einer PID-Wegregelung über ein Proportionalventil angesteuert. Als Formwerkzeug dient ein austauschbares Zylindersegment, alle Werkzeugteile sind gehärtet (56 HRC). In das Werkzeug können zwei Streifen eingelegt werden, die in der Werkzeugmitte überlappend aufliegen und an den äußeren Enden von einem Halter abgestützt werden. In den Versuchen wurden Formwerkzeuge mit den Radien 6 mm und 12 mm verwendet. Für alle Versuche mit diesem Werkzeug wurden Blechproben  $10\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 1\text{ mm}$  verwendet und mit einer Überlappung von 10 mm umgeformt.

#### 4.1.2 Werkzeug zum inkrementellen Walzen

Der Werkzeugaufbau zum inkrementellen Walzen besteht aus einer Arbeitswalze, die wie ein Schubkurbelgetriebe über einen Hydraulikzylinder bewegt wird (Abb. 4.3 auf Seite 40). Der Spalt zwischen Arbeitswalze und Auflager wird im Ausgangszustand auf die Ausgangsblechdicke eingestellt und verringert sich durch die Drehbewegung der Arbeitswalze auf den

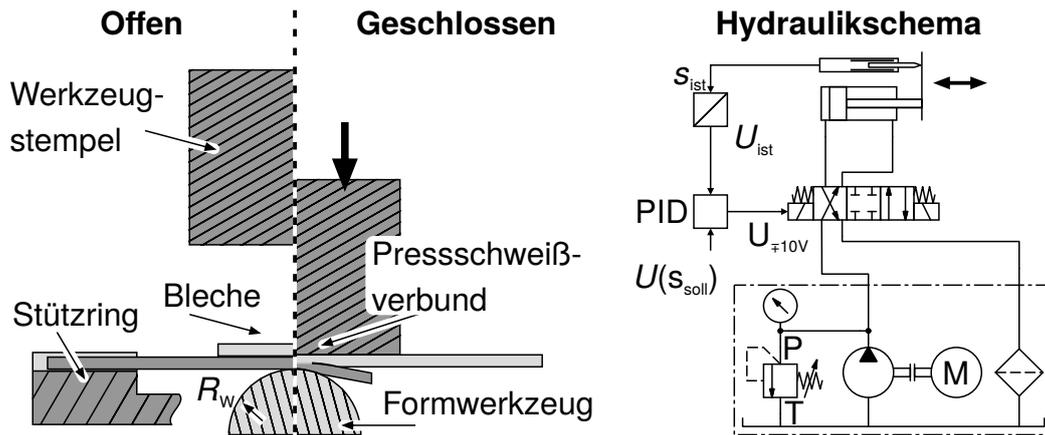


Abbildung 4.2: Versuchswerkzeug zum Überlapp-Pressschweißen von Kupferproben nach der elektrochemischen Oberflächenaktivierung

gewünschten Spalt bzw. Blechdicke. Alle Walzwerkzeuge sind aus legiertem Werkzeugstahl gefertigt (X38CrMoV5-1 und 42CrMo4) und auf mind. 50 HRC gehärtet. Das Auflager besteht aus einer Hülse, die auf einem Pendelrollenlager sitzt (Typ 22315 CAW 33). Der Drehwinkel der Walze wird über einen Drehwinkelgeber gemessen (Typ Kübler Sendix 5868) und entsprechend des Sollwinkels steuert ein Proportionalventil die Bewegung des Hydraulikzylinders (Ventil: Parker D1FPB60MB9NB00 12, Zylinder: Differentialzylinder Hähnchen 300 10008). Die Prozessregelung erfolgte winkelbasiert durch eine programmierbare Steuerung des Typs National Instruments CompactRIO 9074, die mit Mess- und IO-Modulen ausgestattet wurde (Programmierung über die Software National Instruments LabView). Das verwendete Hydraulikaggregat liefert einen einstellbaren Druck bis 300 bar (Radialkolbenpumpe Typ HAWE 6011 R9,8). In dieser Arbeit wurden stets die folgenden Werkzeugmaße verwendet, sofern nicht anders angegeben: Radius Arbeitswalze  $R_W = 30$  mm, Radius Auflager  $R_A = 88$  mm, Exzentrizität der Arbeitswalze  $\Delta m = 6$  mm. Die Breite der Arbeitswalze bzw. des wirkenden Steges (vgl. Abb. 7.6 auf Seite 108) beträgt im Standardaufbau  $b_W = 7,5$  mm. Die Kraftmessung erfolgte mit einer Kraftmessdose Typ Induk 772B  $\pm 500$  kN.

## 4.2 Untersuchte Werkstoffe

Die Untersuchung zum Pressschweißen durch inkrementelles Walzen wurde in dieser Arbeit an drei Werkstoffen exemplarisch durchgeführt: Stahl, Aluminium und Kupfer mit einer Ausgangsdicke von  $s_0 = 1$  mm (Tab. 4.1 auf Seite 41). Maßgebend für die Ausbildung einer Fügezone beim Pressschweißen ist das Fließverhalten der umgeformten Werkstoffpaarung. Zur Charakterisierung des Fließverhaltens wurde die Fließkurve der verwendeten Blechwerkstoffe an Flachzugproben ermittelt (Abb. 4.4 und 4.5 auf Seite 42).

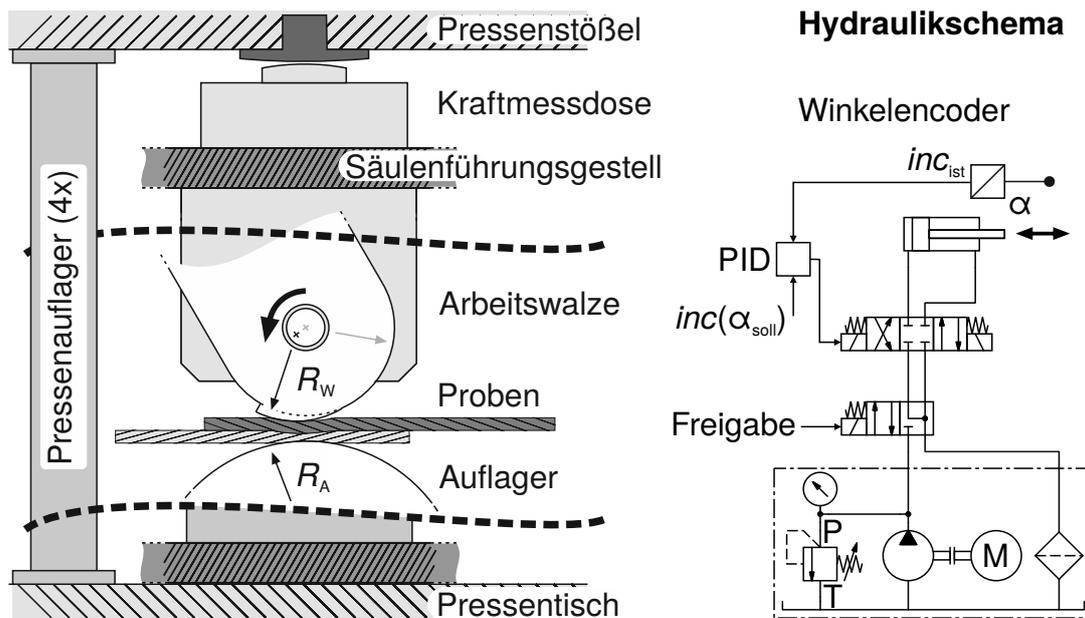


Abbildung 4.3: Aufbau des Versuchswerkzeuges zum Pressschweißen durch inkrementelles Walzen, dargestellt mit Kraftmessdose zum Messen der Walzkraft

Die ermittelten und hier dargestellten Fließkurven wurden im Zugversuch an Flachzugproben (DIN 50125 H20x80) in einer Universalprüfmaschine (Typ Zwick Z020) in Anlehnung an die Norm EN ISO 6892-1 ermittelt. Die Prüfung erfolgte dehnungsgeregelt über den Traversenweg, mit einer Soll-Dehnrates von 0,008/s. Die wahre Spannung im Probenquerschnitt wurde mittels optischer Formänderungsanalyse bestimmt (Typ GOM Aramis).

Als Stahlwerkstoff wurde kaltgewalztes Feinblech der Güte DCo4 verwendet. Die Eigenschaften dieses unlegierten Qualitätsstahls sind in der DIN EN 10130 genormt. DC-Stähle werden auf Grund der guten Umformbarkeit für Blechformteile in diversen Gebrauchs- und Industriegütern eingesetzt. Alle DC-Güten unterliegen einer Alterung und die mechanischen Norm-Eigenschaften sind nur für eine Dauer von höchstens sechs Monaten durch den Hersteller garantiert. Alle in dieser Arbeit verwendeten Bleche aus DCo4 fallen nicht in diesen „Garantiezeitraum“.

Als Kupferwerkstoff wurde technisch reines Cu-ETP eingesetzt, das eine sehr hohe Leitfähigkeit für Wärme und Elektrizität aufweist und immer dann Anwendung findet, wenn eine gute elektrische Leitfähigkeit oder besondere Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit gefordert sind.

Aluminium ist genau wie Stahl in einer Vielzahl an Legierungen und Zuständen verfügbar. Die Untersuchungen für diese Arbeit zu grundlegenden Wirkzusammenhängen wurden in erster Linie an technisch reinem Aluminium Al99,5 (EN AW-1050A) durchgeführt. Aluminiumlegierungen verfügen über andere mechanische Eigenschaften, allen Voran einer höheren

Tabelle 4.1: Norm-Eigenschaften der verwendeten Bleche in 1 mm und die Kurzbezeichnung in dieser Arbeit [N7–N9]

Norm-Bezeichnung		Kurzform	$R_e$ in	$R_{p0,2}$ in	$R_m$ in	$A$ in %
DC04, 1.0338		St	210		270–350	38
Cu-ETP, CW004A	R220	Cu		≤140	220–260	33
Al 99,5 / EN AW-1050A	H111	Al		≥20	65–95	≥22
	H24			≥75	105–145	≥5
AlMg3 / EN AW-5754	H22	AlMg3		≥130	220–270	≥8
AlSi1MgMn / EN AW-6082	T6	AlSi1		≥260	≥310	≥6

Festigkeit und Härte allgemein. Um dieses große Spektrum zumindest in kleinen Ausschnitten zu berücksichtigen bzw. einen Ausblick auf die Bedingungen mit anderen Legierungen aufzuzeigen, werden in ausgewählten Versuchen auch die weit verbreiteten Legierungen AlMg3 (EN AW-5754 H22) und AlSi1MgMn (EN AW-6082 T6) untersucht.

### 4.3 Elektrochemische Oberflächenvorbehandlungen

Die elektrochemische Zelle zur Vorbehandlung der Proben erfolgte in einem einfachen Drei-Elektroden-Aufbau mit einer Ag/AgCl-Referenzelektrode und einer Gegenelektrode aus Platindraht. In den für diese Arbeit durchgeführten Versuchen wurde der Elektrolyt vor den Versuchen für mind. 10 min mit reinem Argon entgast, um den Sauerstoffgehalt zu minimieren.

#### 4.3.1 Aktivierung durch Oxidreduktion

Kupfer bildet an normaler Atmosphäre eine Duplex-Schicht aus Kupfer-(I)- und Kupfer-(II)-Oxid. Die äußere Schicht aus Kupfer-(I)-Oxid (CuO) ist 1,3 nm dick und die innere Schicht aus Kupfer-(II)-Oxid (Cu<sub>2</sub>O) ist 2,0 nm dick [123]. Die kathodische Reduktion dieser Duplex-Schicht erfolgt in der Elektrolyse ebenfalls zweistufig und kann z. B. mittels Chronopotentiometrie-Messungen dargestellt werden. Abb. 4.6 auf Seite 43 zeigt den Verlauf des Potentials bei konstanter Stromstärke über die Zeit. Bei etwa 15 s beginnt der Abbau des ersten Oxids (CuO) und nach etwa 30 s wird der zweite Typ (Cu<sub>2</sub>O) zu Kupfer reduziert (vgl. [124]). Nach 80 s steigt die Spannung auf ein konstantes Plateau von –1,2 V und ändert sich nicht mehr: die Redoxreaktion ist vollständig abgeschlossen. Mit einer höheren Stromdichte kann der Prozess im Sinne einer industriellen Anwendung auch beschleunigt werden. Dabei ist wie in Galvanikprozessen die Grenzstromdichte anzustreben [125]. In der zweiten Messung, nach der kathodischen Reduktion, konnte der zweistufige Anstieg der Spannung nicht mehr beobachtet

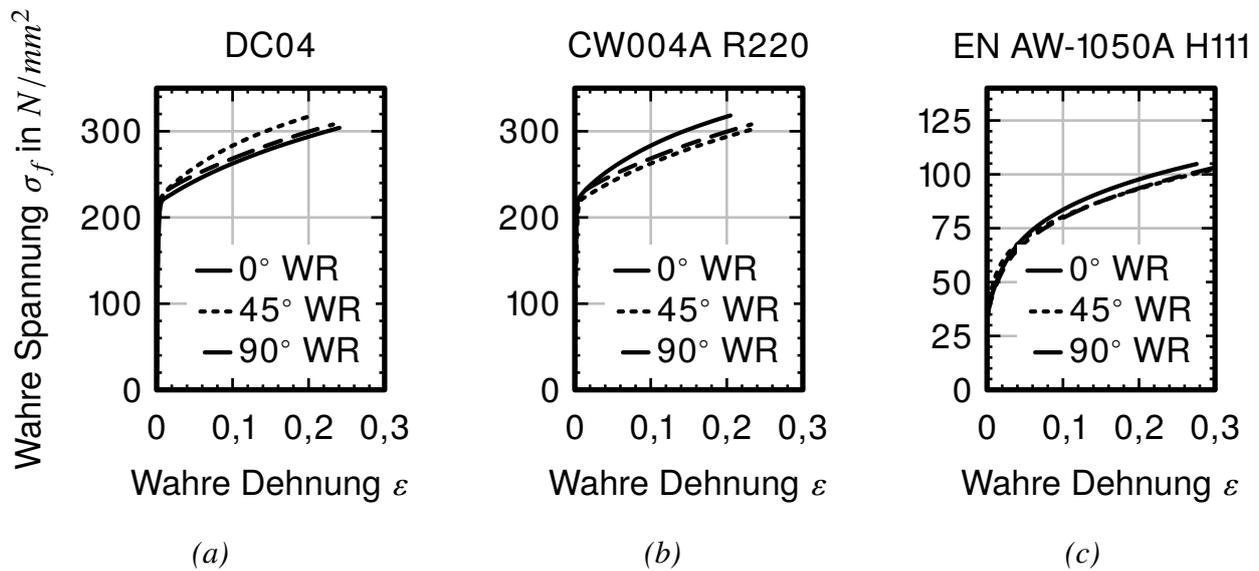


Abbildung 4.4: Spannungs-Dehnungs-Verlauf der Werkstoffe im Zugversuch: (a) Stahl DCo4, (b) Kupfer CWoo4A und (c) Aluminium EN AW-1050A H111

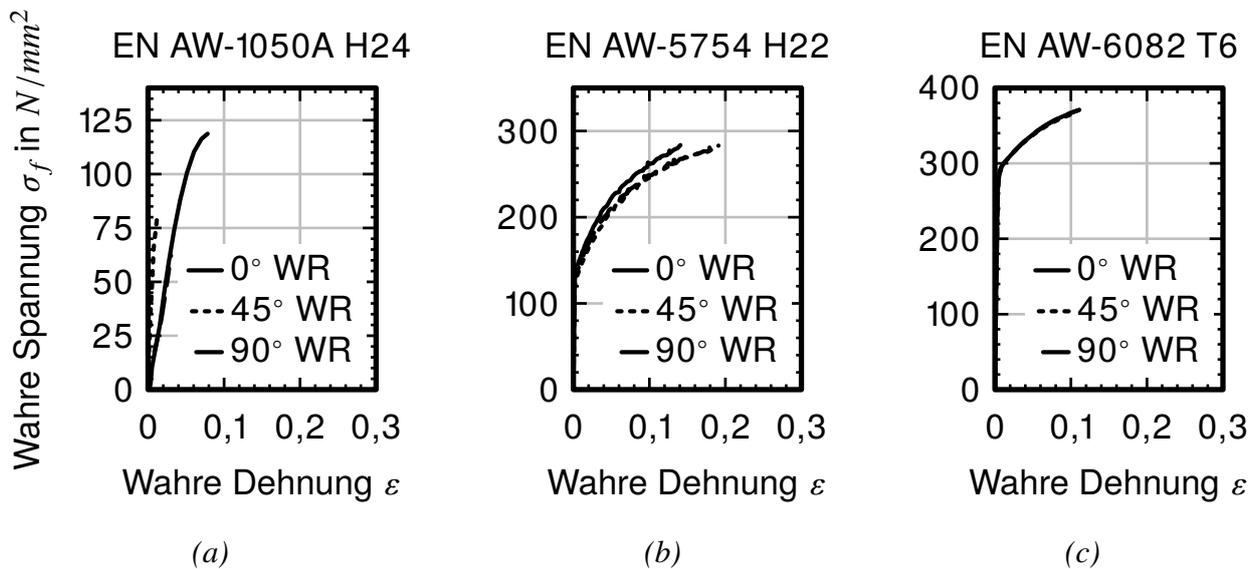


Abbildung 4.5: Spannungs-Dehnungs-Verlauf der Werkstoffe im Zugversuch: (a) EN AW-1050A, (b) EN AW-5754 H22 und (c) EN AW-6082 T6 H124

werden. Stattdessen steigt die Spannung in einem Sprung auf das Plateau von etwa  $-1,1$  V, was auf eine „praktisch“ oxidfreie Oberfläche hindeutet. Es ist allerdings davon auszugehen, dass sich immer kleinere Mengen an Oxid an der Oberfläche bilden. Insbesondere in wässrigen Lösungen, in denen Sauerstoff gelöst ist. Um diesen Anteil so gering wie möglich zu halten, können die Lösungen mit einem Inertgas gespült oder entgast werden.

Die kathodische Reduktion der Oxide kann auch mittels Cyclovoltammetrie (CV) durchgeführt werden. Die Cyclovoltammetrie ist ursprünglich eine Methode zur Charakterisierung von Oberflächen und den darauf vorhandenen Deckschichten. Für eine Cyclovoltammetrie-Messung wird an die Arbeitselektrode ein Spannungsverlauf angelegt (z. B. Dreiecksspannung) und dann der Verlauf des Stroms über die Zeit bzw. die Spannung analysiert. Chemische Reaktionen können dann anhand von Stromspitzen beobachtet und charakterisiert werden. CV-Messungen erfolgen mit einem definierten Spannungsverlauf und einer vorgegebenen Potentialvorschubgeschwindigkeit (sweep rate), z. B.  $100$  mV/s. Der Spannungsverlauf wird so gewählt, dass sich Oxidation und Reduktion abwechseln (Zyklus), dazu werden zwei Potentialumkehrpunkte vorgegeben und der Zyklus beliebig oft wiederholt. Ein Vorteil der Cyclovoltammetrie ist die Aufrauung der Oberfläche in der Größenordnung weniger Nanometer. Dieser Effekt, der oft zur Präparation von Oberflächen, z. B. für die Raman-Spektroskopie eingesetzt wird [126], könnte auch beim Pressschweißen von Nutzen sein. Die Rauheit einer Oberfläche führt bei der gemeinsamen Umformung von zwei Oberflächen zu Scherbewegungen, die signifikant zum Aufbruch von Oxidschichten beitragen [64, 127].

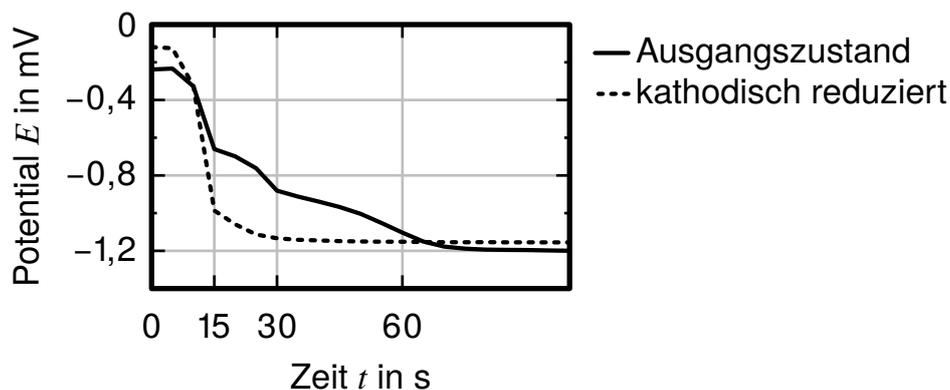


Abbildung 4.6: Chronopotentiometrie-Messung an einer Kupferprobe vor und nach der kathodischen Reduktion mit  $-83$  mA/cm<sup>2</sup> in  $0,1$  mol KCl-Lösung, Potential gegen Ag/AgCl

Zur weiteren Analyse wurde die elektrochemisch reduzierte Kupferoberfläche mittels Infrarotspektroskopie charakterisiert. Das Fourier-Transform-Infrarotspektrometer (FTIR) bestrahlt die Oberfläche unter einem Winkel mit Infrarotstrahlung und misst die Reflexion. In Abhängigkeit

der Zusammensetzung der Oberfläche ergeben sich spezifische Absorptionsspektren. Einzelne Moleküle und Molekülgruppen, die von der Infrarotstrahlung angeregt werden, absorbieren einen Teil der Strahlung. Die Messung einer Probe mit kathodisch reduzierter Oberfläche zeigte im Bereich um 640 nm eine deutlich geringere Absorption. In diesem Bereich liegt der Resonanzpeak von Kupfer-(I)-Oxid, Kupfer-(II)-Oxid resoniert bei 520 nm [128]. Die FTIR-Messung unterstützt die Vermutung aus der Chronopotentiometrie: die dominanten Kupferoxide wurden durch die Redoxreaktion fast vollständig von der Oberfläche entfernt und zu Kupfer reduziert.

Um diesen Effekt in der Praxis auch nutzen zu können, muss die Oberfläche bis zur Verschweißung im Umformprozess frei von Oxiden bleiben. Die Reaktionskinetik zur Ausbildung einer neuen Oxidschicht darf folglich nicht zu schnell sein, wie es z. B. bei Aluminium der Fall wäre. Als Orientierung kann hierbei die Reaktionsenthalpie  $\Delta H_r$  angeführt werden, der thermodynamischen Triebkraft für die Oxidation (Aluminium:  $-846,55$  kJ/mol, Eisen:  $-273,69$  kJ/mol, Kupfer:  $-158,13$  kJ/mol). Messungen zeigen, dass Aluminium selbst im Ultra-Hochvakuum noch eine Oxidschicht ausbildet. Für Kupfer wurde die Absorption von Gasen und deren Einfluss auf die Press-Schweißbarkeit von GILBREATH und SUMSION untersucht („Oxygen-Free High-Conductivity (OFHC) Kupfer“). Sie untersuchten die Verbundfestigkeit zwischen Kupferoberflächen im Hochvakuum in Abhängigkeit von der Kontaminationszeit mit unterschiedlichen Gasen ( $O_2$ , Ar,  $N_2$ ,  $H_2$ , CO,  $CO_2$ ) [129]. Dazu legten sie die Kupferoberflächen durch Zerreißen einer Probe im Hochvakuum frei und beaufschlagten die Oberflächen anschließend für größer werdende Zeitintervalle mit einem Partialdruck des untersuchten Gases. Anschließend wurden die Probenenden wieder durch Pressschweißen verbunden ( $56$  N/mm<sup>2</sup> bis  $84$  N/mm<sup>2</sup> Anpressdruck, 6 s bis 12 s Haltedauer). Der gemessene Adhäsionskoeffizient aus nomineller Zugfestigkeit und gemessener Verbundfestigkeit nach dem Pressschweißen, zeigte bei der Beaufschlagung mit den Inertgasen über die Zeit keine nennenswerte Abweichung von der Referenzkurve. Bei Kontakt mit Sauerstoff wurde ein deutlicher Abfall ermittelt, sodass nach etwa 400 s keine Verbundfestigkeit mehr gemessen wurde. Aus den ermittelten Messwerten lässt sich außerdem ablesen, dass die Verbundfestigkeit bei Kontakt mit Sauerstoff nach etwa 50 s um die Hälfte verringert wurde. Diese Messergebnisse zeigen, dass bis zur vollständigen Belegung der Oberfläche ein kleines Zeitfenster vorliegt, auch wenn es an normaler Atmosphäre wahrscheinlich nur wenige Sekunden andauert. Um die vorliegende Reaktionskinetik an normaler Atmosphäre in erster Näherung einzuschätzen, wurde eine zeitaufgelöste FTIR-Messung durchgeführt. Die Messung zeigt einen deutlichen Anstieg des Kupferoxids nach 30 s und eine vollständig repassivierte und mit Kupferoxid belegte Oberfläche nach 4 min bis 5 min.

### 4.3.2 Elektrodeposition von metallischen Beschichtungen

Metalloberflächen mit besonders hoher Reaktionskinetik, deren Oxidschichten sich nicht ausreichend reduzieren lassen oder bei denen die Oxidreduktion keine ausgeprägte Wirkung zeigt, können mit Hilfe von elektrochemischen Oberflächentechnologien auch beschichtet werden. Das Wirkprinzip bei der Elektrodeposition von Deckschichten auf Metalloberflächen besteht darin, dass die aufgebrauchte Deckschicht aus Metall sich beim Pressschweißen „besser“ verhält, als das native Oxid der beschichteten Metalloberfläche. BAY berichtete als erster über die Wirkung von Nickel als Beschichtung für Aluminium beim Walzplattieren [72] (s. a. Abschnitt 2.4.1.1 auf Seite 17).

Metallische Deckschichten eröffnen noch eine zusätzliche Anwendungsmöglichkeit, die Legierungsbildung. Die Wärmebehandlung von Pressschweißverbunden ist eine gängige Maßnahme zur Einstellung von Gebrauchseigenschaften, sei es durch den Abbau der Kaltverfestigung oder durch die zusätzliche Festigung des Verbundes durch Diffusionsschweißen. Das Konzept der Legierungsbildung durch Zwischenschichten erfordert im Verbund sehr dünne metallische Deckschichten, die durch eine Wärmebehandlung in beide Fügepartner einlegieren und damit eine insgesamt festere Bindung zwischen den Fügepartnern aufbauen. Das Diffusionsschweißen wird üblicherweise bei Werkstoffen eingesetzt, die nur schwer umformbar sind, z. B. Titan-Stahl (rostfrei) mit Zwischenschichten aus Nickel [130] oder Kupfer [131, 132], Aluminium-Magnesium mit einer Zwischenschicht aus Zink [133]. Die Ausbildung einer Diffusionszone (wie beim Diffusionsschweißen) wird durch den Abbau der Oxide unter Temperatur und Druck ermöglicht. Nach [134] lassen sich Oxide in drei Kategorien unterteilen [134]:

1. instabil durch Übergang in die Gasphase,
2. instabil durch Lösung des Sauerstoffes in das Metallsubstrat und
3. stabile Oxide.

Der maßgebliche Vorgang beim Diffusionsschweißen ist die Lösung des Sauerstoffes in das Metallsubstrat [135]. Dazu sind üblicherweise Temperaturen von  $0,5$  bis  $0,8 \cdot T_m$  erforderlich [136]. Die Wärmenachbehandlung von Pressschweißverbunden, z. B. beim Walzplattieren, findet i. d. R. im Bereich der Rekristallisationstemperatur von  $0,4$  bis  $0,6 \cdot T_m$  statt. Eine vorhandene Prozesskette könnte deshalb ggf. direkt um den Schritt des Diffusionsglühens der Zwischenschicht erweitert werden. Das galvanische Abscheiden von dünnen metallischen Deckschichten ist eine Technologie, die sich sowohl für ganze Metallbänder eignet, aber auch lokal begrenzt eingesetzt werden kann [137]. Die Integration einer elektrochemischen Zelle für die Elektrodeposition wird in Abschnitt 6.4 auf Seite 94 an einem Beispiel für das inkrementelle Walzen vorgestellt.

Exemplarisch für den Einsatz metallischer Deckschichten wurde in dieser Arbeit das Pressschweißen am Beispiel von Kupfer, Chrom und Nickel untersucht, deren mechanische Eigenschaften in Tab. 4.2 aufgeführt sind. Hierbei wurden folgende Fragestellungen untersucht:

- Welchen Einfluss nehmen die metallischen Beschichtungen auf das Schweißverhalten?
- Welches Versagensverhalten (Duktilität, Rissform/-verteilung) zeigen die Beschichtungen?

*Tabelle 4.2:* Mechanische Eigenschaften der verwendeten Metalle (Beschichtungen und Grundwerkstoff): E-Modul  $E$ , Härte  $H$  und das wichtigste Oxid. Sofern verfügbar, sind die Werte für dünne Schichten angegeben

Werkstoff	$E$ in GPa	$H$ in HV	Oxid	$E_{\text{ox}}$ in GPa	$H_{\text{ox}}$ in HV	Quellen
Kupfer	130	40	CuO	$285 \pm 35$	161	[56, 138–140]
Chrom	280	100	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	209	$2750 \pm 250$	[141–143]
Nickel	205	638	NiO	96	509	[144–147]
Aluminium	95	100	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	386	1530	[148]
Stahl unlegiert	210	100	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	734	18	[149–151]

Die mechanischen Eigenschaften von Metallen verändern sich unter (hohem) Druck [152, 153]. Dies gilt auch für die Eigenschaften der Oxide. So zeigen die Untersuchungen von PATERSON und WEAVER einen deutlichen Anstieg des Formänderungsvermögens von Zylindern aus Magnesiumoxid MgO unter hydrostatischem Druck von 500 N/mm<sup>2</sup> bis 800 N/mm<sup>2</sup> (Sprödbbruch zu duktiler Umformung). Dieser Effekt wird u. a. in der Modellbeschreibung von ZHANG berücksichtigt, ist aber nur schwer zu quantifizieren (vgl. Abschnitt 2.4.1.1 auf Seite 17).

Die Beschichtungen wurden mit Ausnahme der Chrom-Beschichtung durch Elektrodeposition aufgebracht. Die Chrom-Beschichtung wurde durch physical vapour deposition (PVD) abgeschieden, könnte aber ebenfalls durch Elektrodeposition hergestellt werden. Tab. 4.3 führt die untersuchten Kombinationen aus Blechwerkstoff und Art der Beschichtung, Beschichtungsdicke und Herstellungsverfahren in einer Übersicht auf. Vor der Beschichtung wurden die Oberflächen der Proben mit Lösemittel gereinigt und gebeizt. Die Schichtdicke der Nickelbeschichtung wurde separat an einer Referenzprobe im Querschliff ermittelt.

*Tabelle 4.3:* Versuchsplan für die Untersuchung von elektrochemisch abgeschiedenen metallischen Deckschichten beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen: Stahl DC04 1 mm, Aluminium EN AW-1050A H111 1 mm

Werkstoff	Beschichtung	Schichtdicken in $\mu\text{m}$	
Stahl	Kupfer	0,2	1
	Chrom (PVD)	0,2	1
	Nickel	6,5	10
Aluminium	Kupfer	1	2
	Nickel	5	8

#### 4.4 Mechanische Prüfung von Pressschweißverbunden

Alle in dieser Arbeit untersuchten Pressschweißverbunde wurden für die Ermittlung der Verbundfestigkeit im Scherzug geprüft. Dazu wurden die Proben in einer Universalprüfmaschine (Typ Zwick Zo20) bei 5 N/s bis zum Versagen belastet (90 % Lastabfall).

Ziel einer mechanischen Prüfung von Schweißverbindungen ist es, die Festigkeit des Verbundes zu quantifizieren. Weil die Festigkeit  $\sigma_b$  bzw.  $\tau_b$ , im Gegensatz zu allen anderen Schweißverfahren, beim Pressschweißen in allen Verbindungspunkten gleicher Dickenreduktion identisch ist (vgl. Abschnitt 2.4 auf Seite 12), wird die ermittelte Prüfkraft nur durch die Anzahl an Verbindungen, d. h. der verbundenen Fläche  $A$  bestimmt. Das bedeutet, wenn der Pressschweißverbund zwischen zwei Bauteilen eine bestimmte Prüfkraft erreichen soll, muss die verschweißte Fläche ausreichend groß sein. Soll aber eine vorgegebene (wahre) Verbundfestigkeit erreicht werden, so kann dies nur über die Kaltverfestigung der Werkstoffe durch ihre Umformung erfolgen (ohne nachträgliche Wärmebehandlungen). Die verschweißte Fläche kann am Verbund jedoch noch nicht sicher zerstörungsfrei gemessen werden. Während walzplattierte Bänder, z. B. durch Ultraschall, qualitativ auf eine Verbindung geprüft werden können [53] und Proben mit definierter Verbundfläche vglw. einfach aus dem Verbundband herauspräpariert werden können, ist dies insbesondere bei kleinen Verbunden an stark umgeformten Proben nicht umsetzbar. Es müssen für einen Vergleich deshalb alternative Ansätze zur Ermittlung der wahren verschweißten Fläche untersucht werden. Möglich wären eine

- Prüfung mit definiert präparierter Ausgangsfläche,
- eine zerstörende optische Erfassung oder die
- vergleichende Abbildung in einem numerischen Modell.

Neben der wahren verschweißten Fläche kann auch eine Vergleichsfläche eingesetzt werden, insbesondere dann, wenn z. B. die Effektivität einer Oberflächenaktivierungsstrategie etc. untersucht werden sollen oder für den Vergleich mit anderen Schweißverfahren. Bei ebenen, gleichmäßigen Fugstellen, ist die Bestimmung einer Vergleichsfläche relativ einfach. Beim Pressschweißen mit runden Werkzeugen entsteht aber eine Fugestelle mit veränderlicher Blechdicke und gradiertem Verbundfestigkeit. In Abb. 4.7 ist deshalb eine Scherzugprobe mit zwei möglichen Bezugslängen dargestellt: die Länge der Umformzone  $l_u$  und die Länge der Verbundfläche  $l_b$ . Die Verbundfläche  $A_v$  ist dabei nicht nur die wahre verschweißte Fläche  $A_b$  (Mikrorisse), sondern die gesamte makroskopisch verbundene Fläche (Vergleichsfläche).

Schnitte liegen in dieser Arbeit immer in Bezug auf die Walz- bzw. Arbeitsrichtung der Werkzeuge zum inkrementellen Walzen. Ein Querschnitt liegt demnach durch die Drehachse des Werkzeuges und ein Längsschnitt senkrecht dazu, in Arbeits-/Walzrichtung.

Im Folgenden Abschnitt werden verschiedenen Ansätze zur Ermittlung der Vergleichsfläche vorgestellt.

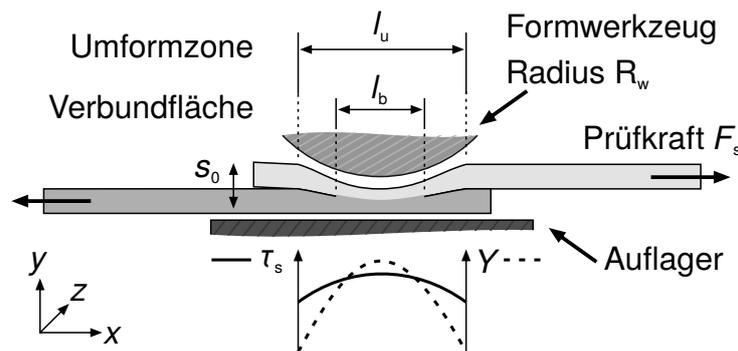


Abbildung 4.7: Aufbau einer Scherzugprobe im Längsschnitt: Länge der Umformzone und Verbundfläche des Pressschweißverbundes. Schematischer Verlauf der Verbundfestigkeit  $\tau_b$  und des Oberflächenzuwachses  $Y$

#### 4.4.1 Optische Flächenermittlung

Zunächst liegt eine optische Prüfung der Proben nahe. Das Versagen im Scherzug könnte die verschweißte Oberfläche auf der Probe sichtbar machen. So ist eine Bruchfläche i. d. R. durch eine stark aufgeraute und ausgerichtete Oberflächenstruktur charakterisiert. Abb. 4.8a auf Seite 50 zeigt eine Probe aus Kapitel 5 auf Seite 57 vorgestellten Versuchsreihe unmittelbar nach dem Scherzugversuch. Die gebürstete und anschließend elektrochemisch oxidreduzierte Oberfläche zeigt an der vermeintlichen Fugestelle zwar keine deutlich erkennbare Versagensstelle, aber es tritt ein deutlich sichtbarer heller Bereich hervor (Mitte des Bildes). Die Fläche ist etwa ( $A_{v,opt} = 1,4 \text{ mm} \cdot 10,3 \text{ mm} = 14,2 \text{ mm}^2$ ) groß, was bei der dargestellten Probe mit

$F_{s\max} = 1290$  N Scherzugkraft einer Verbundfestigkeit im Scherzug von  $\tau_s = 91$  N/mm<sup>2</sup> entspräche. Die theoretische Scherzugfestigkeit des Kupferwerkstoffes liegt bei der gegebenen Dickenreduktion von 78,5 % bei 260 N/mm<sup>2</sup>.

Diese theoretische Scherzugfestigkeit liegt auf Grund der vereinfachten Abschätzung und der gradierten Festigkeit entlang der Fügestelle etwas höher als die „reale“ Scherzugfestigkeit des Pressschweißverbundes. Die große Differenz zur abgeschätzten Scherzugfestigkeit über die optisch ermittelte Fläche bestätigt, dass die sichtbare Fläche nicht der wahren Bindungsfläche entspricht. Wie in Abschnitt 2.4 auf Seite 12 bereits beschrieben, besteht ein Pressschweißverbund bei konventioneller Oberflächenvorbehandlung aus vielen kleinen Verbindungen zwischen den Oberflächen, die sich in den Rissen der Deckschichten aufbauen. Diese Annahme trifft auch für die hier untersuchten kathodisch oxidreduzierten Oberflächen zu, selbst wenn es sich nur um eine sehr dünne Oxidschicht handelt. Um die theoretische Scherzugfestigkeit von 260 N/mm<sup>2</sup> zu erreichen, müsste die Bezugsfläche  $A_v = A_b = 4,96$  mm<sup>2</sup> groß sein, was einem Drittel der optisch ermittelten Fläche entspricht. Wahrscheinlicher ist es, dass diese Oberfläche nicht vollständig verschweißt wurde, aber durch den engen Kontakt und die dort aufgebauten (punktuellen) Schweißverbindungen gegen eine weitere Oxidation abgeschirmt war. Nach der Schichtentheorie und dem darauf aufgebauten Modellverständnis nach BAY (Abschnitt 2.4.1.1 auf Seite 17) ist der Oberflächenzuwachs die Grundlage zur Beschreibung der verschweißten Fläche. Nur die während der Umformung neu geschaffene Oberfläche kann eine Verbindung aufbauen, sodass die verschweißte Fläche z. B. über die Gleichung  $Y = (A_1 - A_0)/A_1$  ermittelt werden muss (Seite 17). Der wahre Oberflächenzuwachs lässt sich an den hier untersuchten Probenoberflächen nachträglich nicht ermitteln. In einer ersten Vereinfachung könnte die Fläche um den vermeintlich bindings-unwirksamen Flächenanteil, der sich im Schwellwert widerspiegelt, reduziert werden. Bei dem praktisch ermittelten Schwellwert an gebürsteten Kupferoberflächen von 55 %, stehen demnach nur 45 % der neuen Oberfläche für den Aufbau von Pressschweißverbindungen zur Verfügung. Damit würde sich die Fläche auf  $A_{v\text{opt}^*} = A_{v\text{opt}} \cdot (1 - Y) = 6,39$  mm<sup>2</sup> verringern und die abgeleitete Scherzugfestigkeit der Probe auf 202 N/mm<sup>2</sup> erhöhen.

Die optische Beurteilung enthält jedoch eine große Unsicherheit und ist deshalb nur ein bedingt aussagekräftiger Ansatz zur Ermittlung des Oberflächenzuwachses und der verschweißten Fläche. So wurden in der Versuchsreihe auch vereinzelt Proben analysiert, die eine vielfach größere helle hervortretende Fläche aufwiesen und bei denen der hier vorgestellte Zusammenhang zum Pressschweißverbund nicht so deutlich ausfällt. Um einen Zugang zum Oberflächenzuwachs und eine Möglichkeit zu seiner Quantifizierung zu erhalten, kann die Umformung in einem FE-Modell abgebildet werden. Im Folgenden werden die Ergebnisse einer solchen FE-Analyse dargestellt und mit der optischen Analyse verglichen.

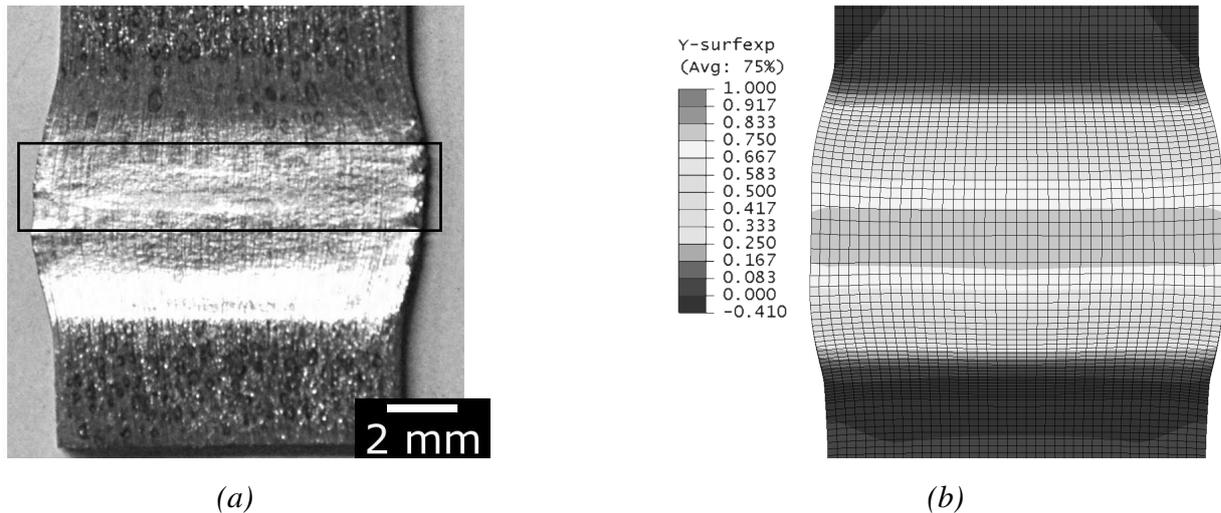
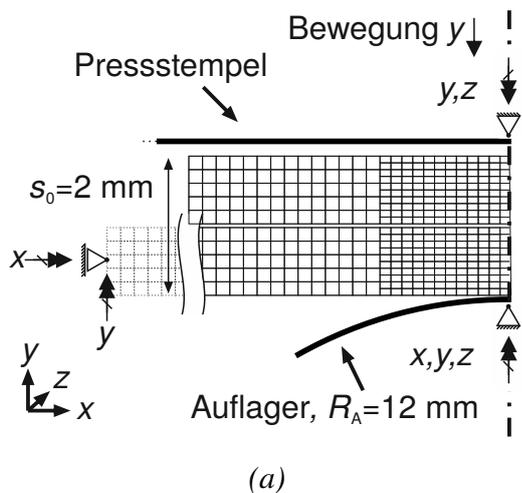


Abbildung 4.8: (a) Aufnahme einer Kupferprobe unmittelbar nach dem Scherzugversuch ( $F_{s\max} = 1290\text{ N}$ , 78,5% Dickenreduktion, Oberfläche gebürstet). Innerhalb der schwarzen Markierung ist eine helle Fläche sichtbar, die weniger oxidiert erscheint als die restliche Oberfläche. (b) FE-Modell einer Kupferprobe, dargestellt ist der nachträglich berechnete Oberflächenzuwachs  $Y$

#### 4.4.2 FE-Analyse der Oberflächenvergrößerung

Der Versuchsaufbau zum Überlapp-Pressschweißen wurde zur Untersuchung der entstehenden Oberflächenvergrößerung bzw. des -zuwachses in einem einfachen FE-Modell abgebildet (Abb. 4.9a). In Abb. 4.9b sind die wesentlichen Modellierungsparameter aufgeführt. Der Oberflächenzuwachs wurde nachträglich durch ein Skript in die Ergebnisdatenbank geschrieben und aus der Dehnung jedes Elementes berechnet (vgl. Anhang A4.1 auf Seite 184).



Parameter	Wert
Dickenreduktion in %	80
$\mu_{\text{Werkzeug}}$	0,05
$\mu_{\text{Blech}}$	0,15
Dauer in s	0,5
Dynamisch Implizit	

Abbildung 4.9: (a) FE-Modell zum Überlapp-Pressschweißen und (b) die verwendeten Parameter

Abb. 4.10a zeigt den Verlauf des Oberflächenzuwachses  $Y$  über den Längsschnitt der stem-pelseitigen Probenoberfläche. Die Oberfläche vergrößert sich mit steigender Dickenreduktion und überschreitet den Schwellwert von  $r_{th} = 55\%$  ab dem dritten dargestellten Zeitschritt. Gültig ist dieser Zusammenhang allerdings nur für den Schnittpunkt mit der maximalen Dickenreduktion. Mit erreichter Enddicke im letzten Zeitschritt liegt der Oberflächenzuwachs über eine Schnittlänge von etwa 4,5 mm über dem Schwellwert. Wird die Schnittlänge um den Betrag über dem Schwellwert bereinigt, ergibt sich entlang der Messpunkte eine potentiell verschweißte Fläche  $A_{vFEA}$  von 8,44 mm<sup>2</sup>. Im Vergleich zur theoretisch ermittelten Fläche  $A_b$  aus der nominellen Scherzugfestigkeit, ist diese Fläche etwa doppelt so groß.

Diese Differenz lässt sich mit der erforderlichen Kombination aus Oberflächenzuwachs  $Y$  und Extrusionsdruck erklären. Nur wenn der wirkende Druck  $p$  dem benötigten Extrusionsdruck  $p_{ex}$  entspricht bzw. ihn übersteigt, können sich Pressschweißverbindungen aufbauen. Der Extrusionsdruck hängt im Wesentlichen von der Breite der Lücken zwischen den Oxidfragmenten ab, diese entspricht dem netto Oberflächenzuwachs, der mit ansteigender Oberflächenvergrößerung/Dehnung zunimmt. Aus dieser Kombination ergibt sich eine insgesamt kleinere Fläche mit ausreichendem Extrusionsdruck. Der benötigte Extrusionsdruck kann z. B. nach Gl. 4.1 aus [79] abgeschätzt werden. Danach ergibt sich für den Aufbau einer Pressschweißverbindung zwischen Kupferoberflächen ein Extrusionsdruck von 546 MPa (Oxidfragmentbreite  $\lambda = 140$  nm, Rissbreite  $e = 48$  nm, Oxidschichtdicke  $h_{ox} = 3,3$  nm, Fließspannung  $\sigma_f = 400$  MPa).

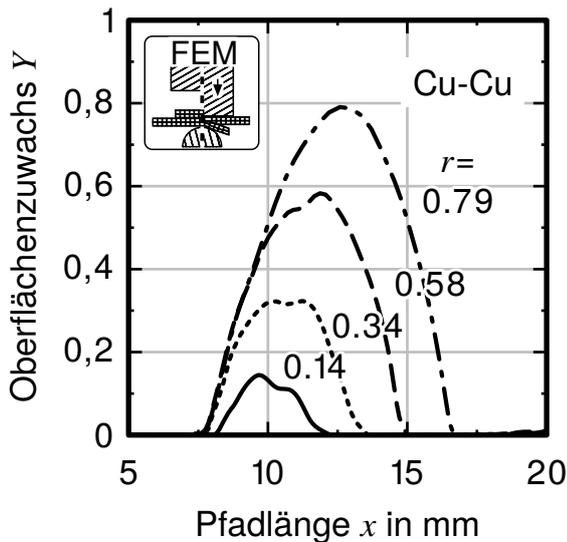
$$p_{ex} = \sigma_f \cdot \ln\left(\frac{\lambda + e}{e}\right) + \left(\frac{\sigma_f \cdot h_{ox}}{e}\right) \quad (4.1)$$

Im betrachteten Fall steigt der Kontaktdruck aber nicht über den theoretisch erforderlichen Extrusionsdruck von  $p_{ex}/\sigma_n = 1,365$ . In der FE-Simulation liegt der Kontaktdruck bei einer Dickenreduktion von 58 % für Elemente mit  $Y \geq Y'$  bei 350 N/mm<sup>2</sup> bis 400 N/mm<sup>2</sup>. Wird die Entwicklung der Druckverteilung vernachlässigt, ergibt sich im letzten Zeitschritt über eine Schnittlänge von 4,5 mm ein normierter Kontaktdruck größer Eins und damit potentiell eine verschweißte Oberfläche ( $\sigma_n \geq p_{ex}$ ).

Die Abschätzung der verschweißten Oberfläche auf Grundlage der durchgeführten FE-Analyse ergibt einen Pressschweißverbund mit einer Scherzugfestigkeit von

$$\begin{aligned} \tau_{sFEA} &= F_{s\max}/A_{vFEA} \\ &= 1290 \text{ N}/8,44 \text{ mm}^2 = 152 \text{ N/mm}^2. \end{aligned} \quad (4.2)$$

Zum Vergleich der ermittelten Flächen und Scherzugfestigkeiten, wurden die Werte in Abb. 4.10b mit der nominellen Scherzugfestigkeit und dem theoretischen Maximum nach BAY



(a)

$A$	$\tau_s$ in N/mm <sup>2</sup>	$\tau_s / \tau_f$	% vom Max.
$A_{v\ opt}$	91	0,35	39
$A_{v\ opt^*}$	202	0,78	86
$A_{v\ FEA}$	152	0,58	64

(b)

Abbildung 4.10: (a) FEA zum Überlappschweißen: Oberflächenzuwachs in Abhängigkeit der Dickenreduktion  $r$  für die Kontakt-Oberfläche in der Mitte des Schnitts (längs), (b) Vergleich der Scherfestigkeiten mit der nom. Scherfestigkeit des Kupfers (260 N/mm<sup>2</sup> inkl. Verfestigung) und dem theoretischen Maximum der Verbindungsfestigkeit (BAY Maximum 1)

verglichen. Es zeigt sich, dass die ermittelte Scherzugfestigkeit  $A_{s\ opt^*}$  dicht am Maximum liegt und die wahre verschweißte Fläche damit gut repräsentiert.

Die hier vorgestellten Versuche haben gezeigt, dass eine optische Beurteilung der verschweißten Fläche insgesamt möglich, aber von zwei Bedingungen abhängig ist:

- Sichtbarkeit mit deutlichem Kontrast
- Kenntnis über den Schwellwert

Mit Hilfe einer FE-Analyse kann der Oberflächenzuwachs ebenfalls berechnet und in guter Näherung bestimmt werden. Dies ist jedoch immer von den Bedingungen der Umformung und der ausgeformten Geometrie der Fugestelle abhängig. Durch den Aufbau der Pressschweißverbindung verändert sich das Umformverhalten der Fügepartner lokal: die Oberflächen gleiten nicht mehr voneinander ab und die Fügepartner werden deshalb z. B. auch in ihrer Dicke immer gemeinsam reduziert. In Abhängigkeit der Umformbedingungen, könnte dies zu Unterschieden führen, weil der Verbundaufbau in der Simulation nicht abgebildet wird. Ein erster Lösungsansatz für dieses Problem, wird in Kapitel 8 auf Seite 145 durch die Implementierung des Pressschweiß-Effektes in ein FE-Modell beschrieben.

### 4.4.3 Analytische Darstellung der verschweißten Fläche und der Scherzugkraft

Abschließend soll ein möglichst allgemeingültiger und damit übertragbarer Ansatz vorgestellt werden, um eine sinnvolle Bezugsfläche für die in dieser Arbeit untersuchten Pressschweißverbunde zu ermitteln und damit den Vergleich zu anderen Fügeverfahren zu ermöglichen.

Insbesondere im Hinblick auf die Vielzahl an möglichen Umformbedingungen, müsste eine durchgehend analytische Beschreibung sehr komplex werden. Deshalb wurden in dieser Arbeit eine Reihe von Randbedingungen und Einschränkungen getroffen, die sich aber für jeden Anwendungsfall anpassen lassen.

- Die Verteilung des Oberflächenzuwachses ist nur von der Werkzeugform abhängig
- Kein Einfluss der Reibung oder lokaler Fließbedingungen
- Keine Berücksichtigung von unterschiedlichen Versagensmodi der Oberflächendeckschicht (vgl. Kapitel 5 auf Seite 57)

Die Scherzugkraft wird als Produkt aus der Scherzugfestigkeit  $\tau_f$  und einer Bezugsfläche bestimmt, die sich aus der Form der Umformzone ableitet. Die Länge der Umformzone kann aus der Zustellung und dem Werkzeugdurchmesser berechnet werden. Effektiv wirksam ist nur der Bereich mit einem Oberflächenzuwachs größer dem Schwellwert. Um diesen Anteil zu bestimmen, muss die Verteilung des Oberflächenzuwachses in einer Funktion abgebildet werden (vgl. Abb. 4.10a). Anhand der FE-Ergebnisse wurde dafür ein Polynom 2. Grades verwendet (Gl. 4.3).

$$\Delta Y = Y - Y' = r - r_{th} = (-a_1(l - a_2)^2 + a_3) - r_{th} \quad (4.3)$$

In Gl. 4.3 finden sich neben dem Schwellwert  $r_{th}$  drei Faktoren zur Bestimmung des Oberflächenzuwachses über die Länge der Umformzone  $l_U$ : den Zusammenhang zwischen der Verteilung des Oberflächenzuwachses und der Werkzeugform bildet  $a_1$  ab,  $a_2$  ist die Mitte des Funktionsgraphen und  $a_3$  der Scheitelpunkt (für artreine Verbunde und Symmetrie ist  $a_3 = r$ ). Die Spreizung der Funktionsparabel  $a_1$  kann über die Nullstellen der ursprünglichen, nicht um  $r_{th}$  versetzten Funktion  $Y = -a_1(x - a_2)^2 + c$  bestimmt werden (Gl. 4.5). Damit lassen sich mit Gl. 4.4 alle drei Faktoren analytisch bestimmen und es verbleibt nur der Schwellwert  $r_{th}$  als empirische Größe.

$$l_u = R_W \cdot 2 \cdot \arcsin \left( \frac{\sqrt{s_0 \cdot r \cdot R_W - (s_0 \cdot r)^2}}{R_W} \right) \quad (4.4)$$

$$a_1 = 4 \cdot a_3 / l_U^2 \quad (4.5)$$

$$a_2 = l_U / 2 \quad (4.6)$$

$$a_3 = r \quad (4.7)$$

In Abb. 4.7 auf Seite 48 sind die Umformzone und die Verbundfläche dargestellt. Mit der Umformzone  $A_u$  als Bezugsfläche wird die Festigkeit des Pressschweißverbundes grundsätzlich zu gering bewertet. Mit einer Verbundfläche  $A_v = b_1 \cdot l_b$  wird ein Bezugsmaß geschaffen, das die wahre Verbundfestigkeit ( $\sigma_b \approx \sigma_f$ ) ebenfalls zu gering bewertet, aber einen sinnvollen Vergleich zu anderen Fügeverfahren ermöglicht. Die Länge der Verbundfläche  $l_v$  kann durch die Nullpunkte der Gl. 4.3, aus dem Schwellwert, der Werkzeuggeometrie und der Dickenreduktion bestimmt werden (Gl. 4.8). Unter Vernachlässigung der Breitung ergibt sich die Vergleichsfläche  $A_v$  in Gl. 4.9.

$$l_v = \frac{2}{a_1} \sqrt{a_1(r - r_{th})} \quad (4.8)$$

$$A_v = l_v \cdot b_1 = \frac{2}{a_1} \sqrt{a_1(r - r_{th})} \cdot b_1 \quad (4.9)$$

In Abb. 4.11 sind Versuchsergebnisse aus Kapitel 5 auf Seite 57 exemplarisch mit der durch  $A_v$  ermittelten Vergleichs-Scherzugfestigkeit dargestellt. Bei unterschiedlichen Oberflächenvorbehandlungen, ist die ermittelte Scherzugfestigkeit ein qualitatives Maß dafür, wie viel der umgeformten Fläche des Pressschweißverbundes tatsächlich verschweißt sind.

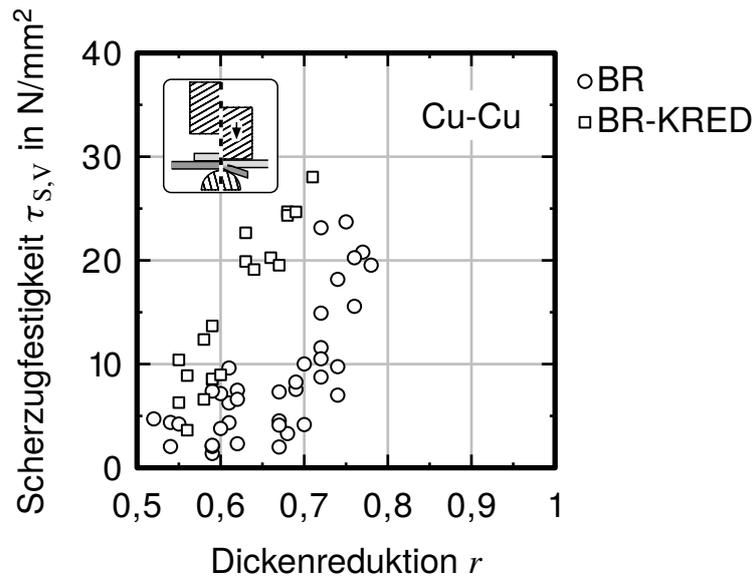


Abbildung 4.11: Darstellung der Vergleichs-Scherzugfestigkeit von Kupfer-Pressschweißverbunden mit der Bezugsfläche  $A_v$  bei einem Schwellwert  $r_{th}$  von 50 %

Durch eine Beschreibung der Scherzugkraft auf Grundlage der nominellen Scherzugfestigkeit des Werkstoffes kann anschließend die gesamte zu erwartende Verbundfestigkeit bestimmt werden. In Gl. 4.12 wurde die Scherzugkraft aus dem wirkenden Flächeanteil  $\Delta Y$  und der Scherzugfestigkeit des Werkstoffes  $\tau_f$  bestimmt (mit Gl. 4.5 bis 4.7). Die effektive Schnittlänge  $l_{eff}$  ergibt sich dabei über den wirkenden Flächenanteil durch das Integral der Funktionswerte oberhalb des Schwellwertes, mit den Nullstellen  $\Delta Y_0$  aus (Gl. 4.10).

$$\Delta Y_0 = a_2 \pm \sqrt{a_1(a_3 - r_{th})}/a_1 \quad (4.10)$$

$$l_{eff} = \int_{Y_{0,1}}^{Y_{0,2}} \Delta Y dl = \frac{4(r - r_{th})}{3 a_1} \cdot \sqrt{a_1(r - r_{th})} \quad (4.11)$$

$$F_s = A_{bAna} \cdot \tau_f = b_1 \cdot l_{eff} \cdot \tau_f \quad (4.12)$$

Die durch Gl. 4.12 ermittelte Scherzugkraft ist nur so lange gültig, wie die Scherzugfestigkeit unterhalb der Zugfestigkeit des kleinsten Querschnittes außerhalb der Fügezone liegt, d. h. der Verbund abschert ( $F_{s,max}$  vgl. Gl. 5.4 auf Seite 75).

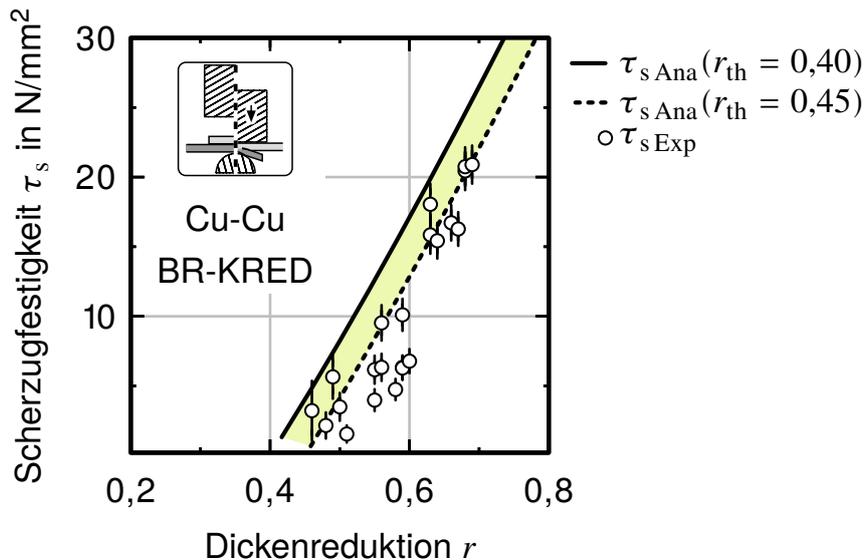


Abbildung 4.12: Darstellung der Versuchsergebnisse als Scherzugspannung auf Basis der Vergleichsfläche  $\tau_{s \text{ Exp}} = F_{s \text{ Exp}}/A_v$  zusammen mit der analytisch ermittelten Scherzugspannung  $\tau_{s \text{ Ana}} = F_{s \text{ Ana}}/A_v$ . Der Fehlerindikator an den Messwerten gibt die Streubreite für den Schwellwert von 40 % bis 45 % an

Der Verlauf der Scherzugkraft startet im definierten Schwellwert und steigt entsprechend dem berechneten Oberflächenzuwachs an. Im Vergleich bildet die analytische Funktion die Messwerte und ihren Verlauf gut ab. Abweichungen finden sich überwiegend im Bereich um den Schwellwert. Die Scherzugkraft verläuft um den Schwellwert, z. B. bei den mit Lösemittel gereinigten Kupferoberflächen, zunächst auf einem annähernd konstanten Plateau und steigt darauf an. Hier findet ein Wechsel zwischen zwei Versagensmechanismen an der Kupferoberfläche statt, der in dieser Beschreibung *per definitionem* nicht abgebildet ist. Der Einfluss des gewählten Schwellwertes ist in Abb. 4.12 dargestellt. In Abhängigkeit des gewählten Schwellwertes variiert die ermittelte Scherzugfestigkeit  $\tau_{s \text{ Exp}}$ , weil sich die Bezugsfläche  $A_v$  verändert ( $r_{\text{th}} \uparrow$  ergibt  $A_v \downarrow$ ). Für den Schwellwert-Bereich von 40 % bis 45 % sind die umgerechneten Messwerte und die analytische Festigkeit dargestellt. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung.

## 5 Pressschweißen von oxidreduzierten Metalloberflächen

Die in Abschnitt 2.5.1 auf Seite 26 beschriebene Aktivierung von Metalloberflächen durch eine elektrochemische Reduktion der natürlichen Oxidschicht wurde im Rahmen dieser Arbeit am Beispiel von Kupfer untersucht. Dazu wurden Versuche zum Überlapp-Pressschweißen durchgeführt und der Einfluss unterschiedlicher konventioneller und elektrochemischer Oberflächenvorbehandlungen untersucht.

### Experimentelles

Das Pressschweißen von elektrochemisch aktivierten Oberflächen wurde anhand von insgesamt sieben charakteristischen Oberflächenvorbehandlungen untersucht (Tab. 5.1). Alle Proben wurden nach der Oberflächenvorbehandlung innerhalb von 10 s umgeformt. Versuchsproben, die bei der Umformung einen anhaltenden Pressschweißverbund aufgebaut haben, wurden anschließend auf ihre Scherzugfestigkeit geprüft.

Zusätzlich zu der Vorbehandlung der Oberflächen wurden zwei Prozessgrößen variiert, um deren Einfluss auf das Ergebnis zu analysieren: Erstens, der verwendete Formeinsatz mit einem Radius von 12 mm und 6 mm, um die Umformzone zu verkleinern und den Gradienten im Übergang zwischen Nenndicke und Enddicke zu steigern. Zweitens, wurde der Einfluss einer mehrstufigen Prozessstrategie auf den Pressschweißverbund untersucht. Die Versuche zum Einfluss der Oberflächenvorbehandlung wurden mit einer konstanten Zustellung durchgeführt, in der die Ausgangsdicke in einem Hub auf die Enddicke reduziert wurde. Im Gegensatz dazu wurden die Proben in einer weiteren Versuchsreihe in zwei Stufen umgeformt. Die Proben wurden im ersten Schritt auf eine Dicke umgeformt, bei der ein tragfähiger Verbund entsteht. Das Werkzeug wurde anschließend wieder geöffnet und die Proben entlastet. Im zweiten Schritt wurden die bereits verschweißten Proben auf die Soll-Enddicke umgeformt (Oberflächenvorbehandlungen BR und BR-KRED). Für diese Versuchsreihe wurden zwei Enddicken ausgewählt und untersucht (Dickenreduktion  $r = 70\%$  und  $85\%$ ). Ein erster Umformschritt, ohne den Aufbau von Pressschweißverbindungen, würde die potentiell verbundene Fläche beim Entlasten wieder kontaminieren, indem die freigelegte Oberfläche oxidiert. Die anschließend erforderliche Dehnung um den Schwellwert zu überschreiten, wäre größer als das verbliebene Formänderungsvermögen der Probe.

Tabelle 5.1: Versuchsplan der Vorbehandlungen von Kupferoberflächen für das Überlapp-Pressschweißen

Kurzbezeichnung	Beschreibung
AZ	Im Anlieferungszustand wurde die Oberfläche nicht gereinigt und nur bei grober Verschmutzung mit einem trockenen Papiertuch abgewischt.
LSG	Die Oberfläche wurde in drei Stufen mit analytisch reinem Lösemittel gereinigt: Tetrahydrofuran, Aceton und Ethanol. Jeweils für 20 min im Ultraschallbad mit anschließender Trocknung durch reinen Stickstoff.
KRED	Bei der kathodischen Oxidreduktion der Oberfläche wurden die Kupferoxide zu reinem Kupfer umgewandelt/reduziert. Behandlung in 0,1 mol KCl-Lösung bei konstanter Stromdichte von 0,001 mA/mm <sup>2</sup> für 200 s.
CVRED	Bei der cyclovoltammetrischen Reduktion wurde die Kupferoberfläche abwechseln kathodisch reduziert und oxidiert. Aktivierung in 100 Zyklen mit Oxidreduktion als letztem Zyklus. Zyklen von -0,45 V bis 0,063 V bei 100 mV/s mit abschließender Reduktion für 200 s.
BR	Mechanisches Bürsten der Oberfläche an einer rotierenden Drahtbürste aus verzinktem Stahldraht (600 U/min, 100 mm Durchmesser, 3 s Haltezeit).
BR-KRED	Mechanisches Bürsten in Kombination mit kathodischer Oxidreduktion.
BR-CVRED	Mechanisches Bürsten mit anschließender cyclovoltammetrischer Oxidreduktion.

Um den Einfluss der kathodischen Oxidreduktion auf das Pressschweißverhalten von Stahloberflächen zu untersuchen, wurden Versuch zur elektrochemischen Aktivierung von Stahloberflächen durchgeführt. Hierzu wurde unlegierter Stahl der Güte DCo4 mit guter Umformbarkeit ausgewählt. Die Aktivierung der Stahloberfläche wurde in zwei Elektrolyten untersucht und es wurde derselbe Versuchsaufbau verwendet, wie bei der Reduktion der Kupferober-

flächen. Als Elektrolyte wurden eine 0,1 mol KCl-Lösung für die Kupferoberfläche und eine Bor-Pufferlösung aus Borsäure, Di-Natriumtetraborat und VE-Wasser für die Stahloberfläche verwendet.

Die kathodische Oxidreduktion der Stahloberfläche erfolgte bei einer Stromstärke von  $I_{\text{red}} = 1 \text{ mA}$  und einer Reduktionsdauer von  $t_{\text{redSt}} = 50 \text{ s}$ . Die Kupferoberfläche wurde wie in der ersten Versuchsreihe für  $t_{\text{redCu}} = 200 \text{ s}$  reduziert. Um die Neubildung von Oxiden während der Aktivierung des jeweiligen Fügepartners zu minimieren, wurden die Proben in analytisch reinem Ethanol zwischengelagert. Das Ethanol wurde durchgehend mit Argon gespült, um gelösten Sauerstoff auszutreiben.

### 5.1 Einfluss der elektrochemischen Oxidreduktion und der Prozessstrategie beim Pressschweißen

Um den Einfluss der untersuchten Oberflächenvorbehandlungen zu ermitteln, wurden die Proben umgeformt, verschweißt und in einer Scherzugprüfung auf ihre Maximalkraft geprüft. In Tab. 5.2 auf Seite 64 sind die wesentlichen Versuchsergebnisse zusammengefasst, von denen ein Teil in [155] veröffentlicht wurde. Den durch die Umformung verschweißten Flächenanteil zu messen, ist zerstörungsfrei nicht möglich bzw. es sind bis jetzt keine Verfahren dazu bekannt. Im Folgenden wird die ermittelte Prüfkraft angegeben, weil sie auch ohne Kenntnis der verschweißten Fläche einen Vergleich der Oberflächenvorbehandlungen ermöglicht. Ansätze zur Abschätzung der verschweißten Fläche wurden in Abschnitt 4.4 auf Seite 47 diskutiert.

#### 5.1.1 Einfluss der Oberflächenstruktur

Die Versuchsergebnisse zeigen einen deutlichen Unterschied zwischen *rauen* Oberflächen, die gebürstet wurden und Oberflächen, die nicht gebürstet und damit makroskopisch *glatt* sind. Das Bürsten verändert die Struktur und Morphologie der Oberfläche so stark, dass ein Vergleich mit einer glatten Oberfläche nicht mehr sinnvoll ist. Durch die starke Aufrauung wird z. B. die aktivierende Wirkung des Abscherens vervielfacht. Die Ergebnisse werden deshalb in die Gruppen „glatt“ und „rau gebürstet“ eingeordnet und innerhalb dieser verglichen.

#### Glatte Oberflächen

Bei den unbehandelten Oberflächen konnte ab einer Dickenreduktion von 77 % ein Verschweißen beobachtet werden. Dieser Schwellwert wurde auch bei den Proben mit Lösemittelreinigung und der einfachen kathodischen und cyclovoltammetrischen Reduktion ermittelt. Diese Behandlungen hatten in der gewählten Versuchsanordnung keine signifikante Auswirkung auf

den Schwellwert. Der Verlauf der gemessenen maximalen Scherzugkraft ist in Abb. 5.1 in Abhängigkeit von der Dickenreduktion dargestellt. Der Verlauf der ermittelten Scherzugkraft wird durch die dargestellte Kurve sichtbar (Fit der Gauss-Funktion). Weil die tatsächliche Verbundfestigkeit niemals abnimmt, sondern nur die gemessene Scherzugkraft (Kerbwirkung etc.), ist die Kurve nach dem jeweiligen Maximum als Kennzeichen gepunktet dargestellt. Obwohl der Schwellwert bei allen vier Vorbehandlungen bei 80 % liegt, ist ein deutlicher Anstieg in der ermittelten Scherzugkraft zu erkennen. Während die Oberflächen ohne Vorbehandlung auf einem Kraftniveau von zunächst 50 N liegen und erst bei einer Dickenreduktion von 90 % und mehr deutlich ansteigen, liegen nach einer Lösemittelreinigung und der elektrochemischen Aktivierung die Scherzugkräfte bereits ab Schwellwert von 80 % bei 100 N bis 200 N. Die maximale Kraft wurde mit der elektrochemischen Aktivierung durch cyclovoltammetrische Reduktion erreicht (578 N bei 89 % Dickenreduktion). In Abb. 5.1 ist zum Vergleich der Trendverlauf für lösemittelgereinigte Oberflächen eingezeichnet, der das durchgehend höhere Kraftniveau veranschaulicht.

Mit steigender Dickenreduktion zeigen die ersten vier Versuchsreihen eine insgesamt steigende Scherzugkraft aber auch eine relativ große Streuung. Diese nimmt mit steigender Kraft und Dickenreduktion zu. Der Anstieg der Streuung, könnte bei allen Proben auf die geringe Dicke in der Fügestelle zurückgeführt werden. Bei Enddicken von  $s_1 \leq 0,15$  mm (etwa 0,075 mm pro Schicht) ist von einer deutlichen Einkerbung am Rand der Proben auszugehen, die ein vorzeitiges Versagen einleiten könnten.

### **Raue Oberflächen**

Im zweiten Teil der Untersuchung wurden die Oberflächen der Kupferproben vor der Umformung gebürstet, um eine Referenz der aktuellen Standard-Vorbehandlung für das Walzplattieren nachzubilden. Als Erweiterung wurden die gebürsteten Oberflächen für zwei zusätzliche Versuchsreihen anschließend noch elektrochemisch reduziert. Das Bürsten der Kupferoberfläche zeigt einen deutlichen Effekt: der benötigte Schwellwert für den Aufbau einer Pressschweißverbindung sinkt und die gemessenen Scherzugkräfte steigen deutlich an. Mit einer gebürsteten Oberfläche verschweißen die Proben bereits bei etwa 50 % Dickenreduktion und erreichen Scherzugkräfte bis zu 1326 N. Der Verlauf der Scherzugkräfte steigt mit zunehmender Dickenreduktion zunächst leicht an, ab 70 % sogar deutlich. Die Scherzugkraft fällt nach dem Maximum bei etwa 77 % mit zunehmender Dickenreduktion aber wieder ab, während die Vorbehandlungen ohne Bürsten ihr Maximum bei der größten Dickenreduktion erreichten (konstante Zunahme).

Eine elektrochemische Aktivierung durch kathodische oder cyclovoltammetrische Reduktion der gebürsteten Kupferoberfläche führten zu einer weiteren signifikanten Verbesserung

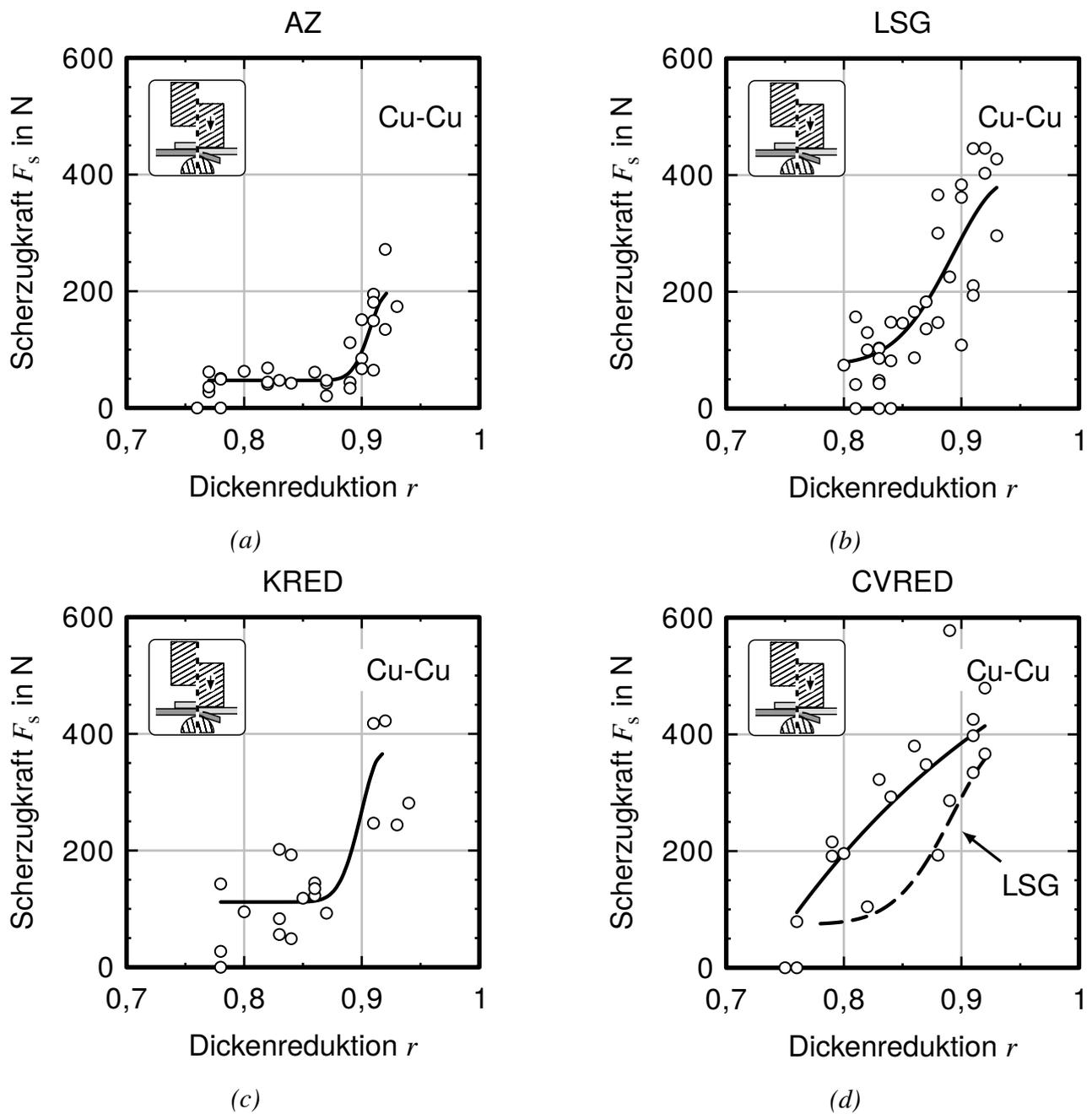


Abbildung 5.1: Ermittelte Scherzugkraft von überlapp-pressverschweißten Kupferproben: (a) Anlieferungszustand, (b) lösemittelgereinigt, (c) kathodisch reduziert und (d) cyclovoltammetrisch reduziert.

des Pressschweißverhaltens. Die maximale Scherzugkraft konnte durch die elektrochemische Aktivierung um 22 % auf 1628 N gesteigert werden.

In Kombination mit der kathodischen Reduktion (BR-KRED) liegt der Schwellwert mit 55 % Dickenreduktion nur geringfügig höher, die Scherzugkräfte steigen aber deutlich an und sind durchgehend höher. Wie schon bei den gebürsteten Oberflächen, fällt die Scherzugkraft nach dem Maximum wieder ab. Die cyclovoltammetrische Reduktion zeigte ebenfalls eine positive Auswirkung auf das Pressschweißverhalten der gebürsteten Kupferoberfläche. Die maximale Scherzugkraft wurde um 15 % auf 1524 N gesteigert (80 % Dickenreduktion, BR-CVRED).

In der Scherzugprüfung versagten die Proben unterschiedlich, dabei konnten drei wesentliche Versagenstypen identifiziert werden (Abschnitt 5.1.1). Proben mit einer geringen Festigkeit versagten durch Abscheren der beiden Probenteile (Abb. 5.2d1). Mit steigender Festigkeit versagten die Proben in der dünnsten Schicht außerhalb der Fügestelle (Abb. 5.2d2), dies wurde auf beiden Seiten der Proben beobachtet (Auflager-/Stempelseite). Als dritter Versagenstyp wurde ein Bruch in der Fügestelle beobachtet (Abb. 5.2d3).

Zur besseren Interpretation der Ergebnisse und Charakterisierung der Oberflächenbeschaffenheit nach der cyclovoltammetrischen Reduktion wurde die Oberflächenrauheit vermessen (Tab. 5.2 auf Seite 64, Abb. A1.1 auf Seite 179). Dazu wurde die Oberfläche vor und nach der CV-Behandlung mittels Tastschnittverfahren vermessen und die mittlere Rauheit  $R_a$  ermittelt (Typ Mahr Perthometer PGK 120) sowie die quadratische Rauheit  $R_q$  (Root Mean Square, RMS) im Rasterkraftmikroskop (Atomic Force Microscope, AFM) (cf. [156]). Die gemessenen Werte zeigen auf der makroskopischen Skala in Mikrometer keine Veränderung, mit Ausnahme des Bürstens. Auf der mikroskopischen Skala im Bereich weniger Nanometer ist aber eine deutliche Aufrauung durch die cyclovoltammetrische Behandlung zu erkennen.

### 5.1.2 Einfluss des Werkstoffes

Mit Kupfer wurde ein Metall untersucht, das eine passivierende Oxidschicht ausbildet und über eine vglw. langsame Oxidationskinetik verfügt. Im Anschluss an diese Erkenntnis wurde die Übertragbarkeit der Vorbehandlungstechnik auf einen Stahlwerkstoff untersucht. Unlegierte Stähle bilden im Gegensatz zu Kupfer keine passive, sauerstoffundurchlässige Oxidschicht aus, können aber ebenfalls in einer kathodischen Reduktion in einem wässrigen Elektrolyten reduziert werden. Die Wirksamkeit der elektrochemischen Oxidreduktion wurde für reine Stahl- und Stahl-Kupfer-Verbindungen untersucht.

Die ermittelten Scherzugkräfte sind in Abb. 5.3 auf Seite 65 dargestellt und in Tab. 5.3 auf Seite 66 zusammengefasst. Die Scherzugkraft steigt bei allen Versuchsreihen mit zunehmender Dickenreduktion an. Die Versuchsergebnisse zeigen einen deutlichen negativen Einfluss

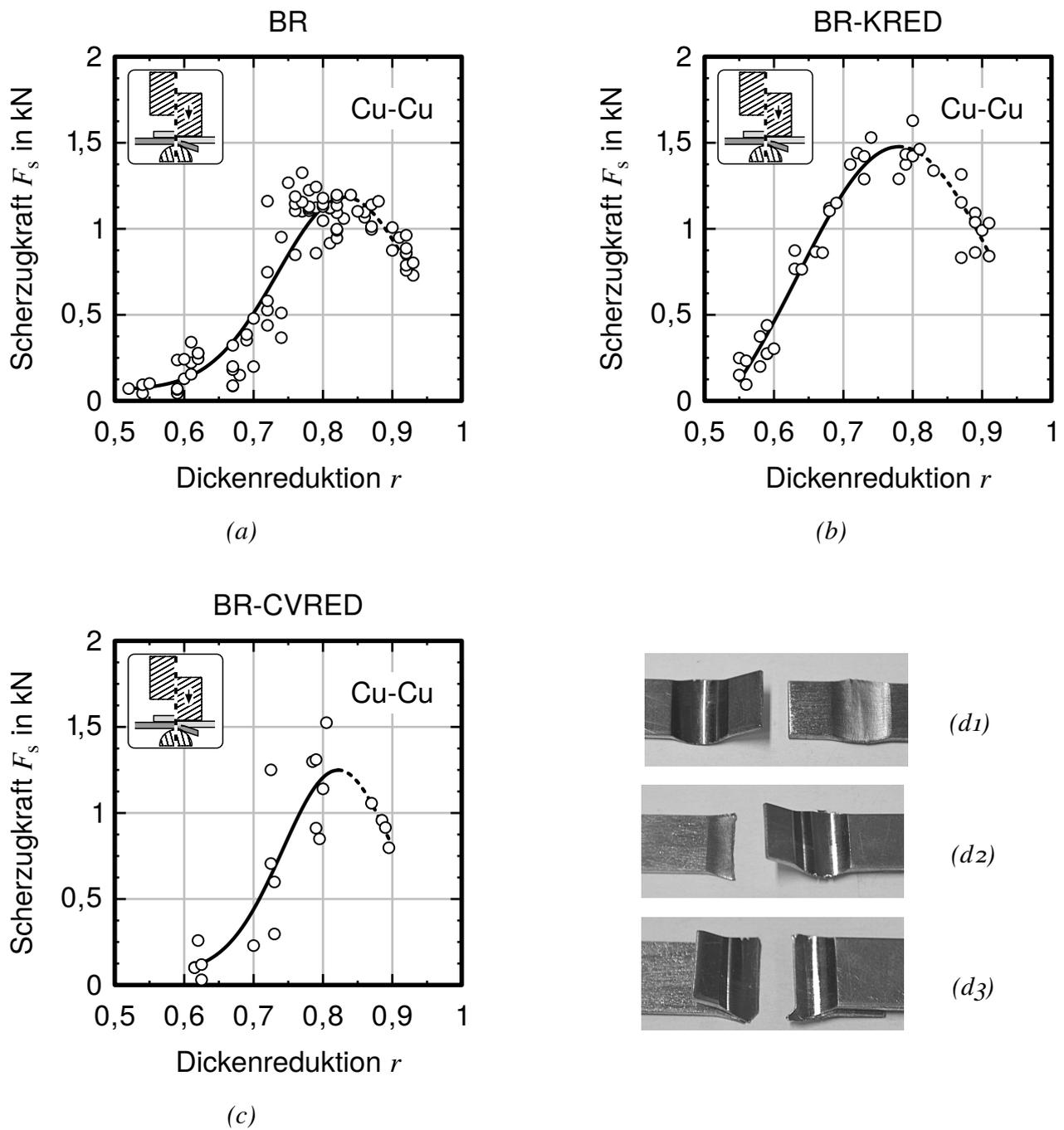


Abbildung 5.2: Ermittelte Scherzugkraft von überlapp-pressverschweißten Kupferverbunden: (a) Gebürstet (BR), (b) gebürstet mit kathodischer Reduktion (BR-KRED) und (c) gebürstet mit cyclovoltammetrischer Reduktion (BR-CVRED). (c) Versagensarten von Pressverschweißten Kupferproben im Scherzugversuch: (d1) Abscheren der Oberfläche, (d2) Versagen außerhalb der Fügestelle, (d3) Versagen in der Fügestelle. Probenbreite  $b_0 = 10$  mm

Tabelle 5.2: Übersicht der Versuchsergebnisse zum Überlapp-Pressschweißen von Kupfer mit elektrochemischer Oberflächenaktivierung und der Rauheitsmessung

Vorbehandlung	Dickenreduktion		Scherzugkraft		Rauheit	
	$r_{th}$	$r_{F_{max}}$	$F_{max}$ in N	$\Delta F$ in %	$R_a$ in $\mu m$	$R_q$ in nm
AZ	0,77	0,92	271	-40		
LSG	0,80	0,92	455	0	0,15	5,5
KRED	0,78	0,92	422	-7	0,15	4,5
CVRED	0,76	0,89	578	+27		10,0
BR	0,54	0,77	1325	0	$\geq 50$	
BR-KRED	0,55	0,80	1628	+22		
BR-CVRED	0,61	0,80	1524	+15		

der elektrochemischen Vorbehandlung auf die Pressschweißbarkeit der untersuchten Stahloberflächen: in allen Versuchen wird sowohl der Schwellwert erhöht als auch die maximale Scherzugkraft reduziert. Eine Steigerung der maximalen Scherzugkraft konnte nur bei Versuchen mit Stahl-Kupfer-Verbindungen beobachtet werden, bei denen nur die Kupferoberfläche nach dem mechanischen Bürsten zusätzlich durch eine kathodische Oxidreduktion aktiviert wurde.

Die Stahl-Kupfer-Proben zeigten im Scherzugversuch ein unterschiedliches Versagensverhalten ab etwa 70 % Dickenreduktion. Unterhalb von 70 % versagten die Proben durch Abscheren der Oberflächen, über 70 % durch einen Riss in der Kupferprobe außerhalb der Fügezone. Entsprechend der Annäherung aus Gl. 5.4 auf Seite 75 verläuft die Trennung zwischen Abscheren und Reißen entlang der niedrigeren Scherzugfestigkeit des Kupfers. In Abb. 5.3 sind im Diagramm für gebürstete Oberflächen die beiden Kurven für die maximale Scherzugfestigkeit von Stahl und Kupfer eingezeichnet (Gl. 5.1 und 5.4 auf dieser Seite und auf Seite 75, ( $\sigma_{fSt} = 452 \text{ N/mm}^2 (0,147 + r)^{0,05}$ ).

$$F_{s \text{ nom St}} = A(r) \cdot \sigma_f = b_1 \frac{s_0(1-r)}{2} \cdot \sigma_f \quad (5.1)$$

Die Reihenfolge der elektrochemischen Oxidreduktion zeigte keinen Einfluss auf die ermittelte Scherzugkraft, sodass davon auszugehen ist, dass die Zwischenlagerung keinen wesentlichen Einfluss auf das Ergebnis hatte.

Die elektrochemische Oxidreduktion von Stahloberflächen wurde für Pressschweißverbindungen zwischen Stahl und einer Kombination von Stahl und Kupfer untersucht. Die ermittelte Scherzugkraft konnte durch die Vorbehandlung der Stahloberfläche mittels elektrochemischer Oxidreduktion nicht gesteigert werden. Im beschriebenen Versuchsaufbau und der angewandten

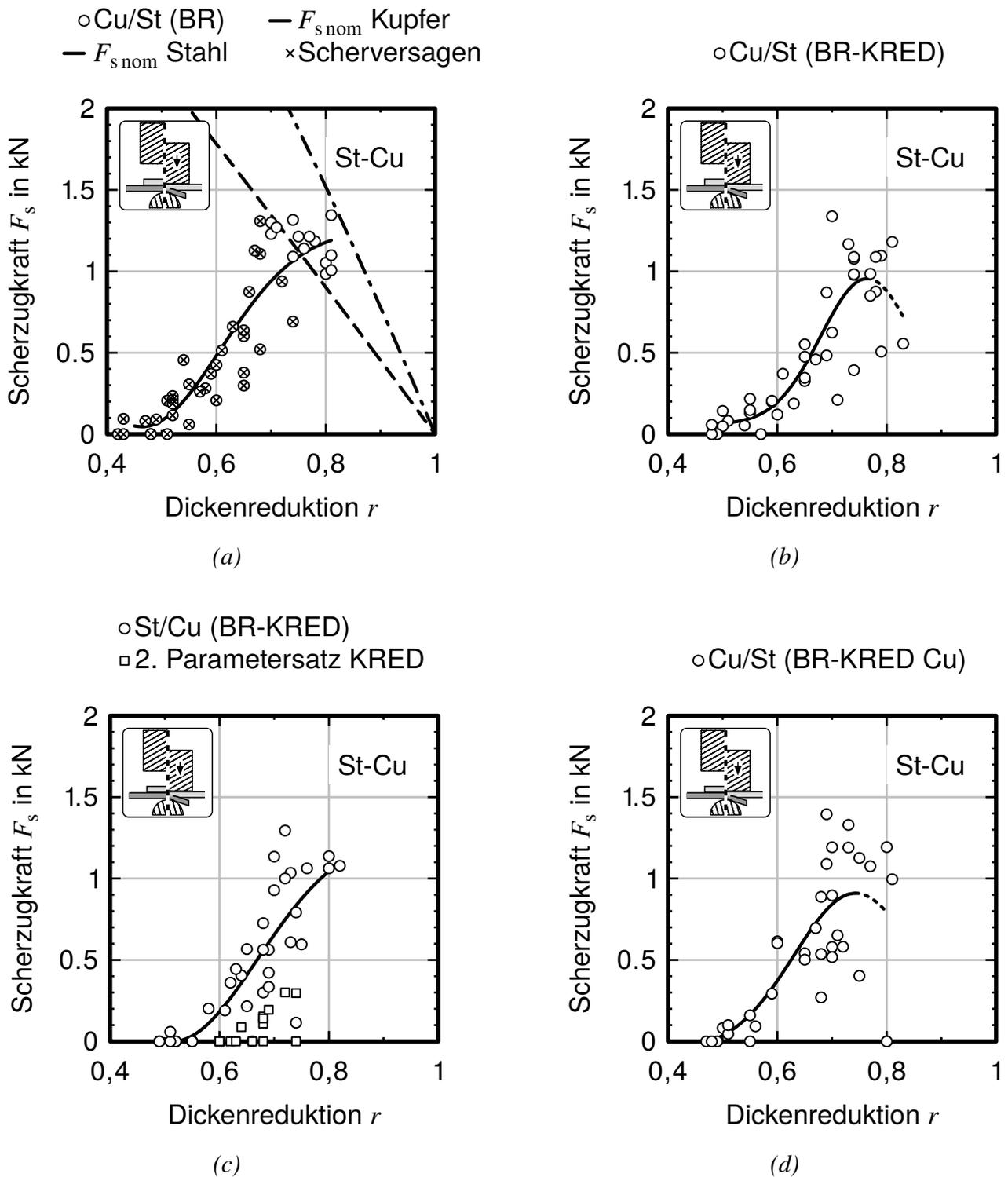


Abbildung 5.3: Scherzugkraft von St-St und St-Cu Pressschweißverbunde bei unterschiedlichen Oberflächenvorbehandlungen: (a) Bürsten (BR), (b+c) Bürsten und kathodische Oxidreduktion, (d) Bürsten und anschließend kath. Oxidreduktion nur auf der Kupferoberfläche. Die Angabe St/Cu oder Cu/St gibt an, in welcher Reihenfolge die Oberflächen elektrochemisch vorbehandelt wurden

Tabelle 5.3: Übersicht der Versuchsergebnisse zur Aktivierung von Stahloberflächen durch kathodische Oxidreduktion (Abb. 5.3)

Oberflächenvorbehandlung		Dickenreduktion		Scherzugkraft	
		$r_{th}$	$r_{F_{s,max}}$	$F_{s,max}$ in N	$\Delta F$ in %
Stahl-Stahl Verbindungen					
BR	gebürstet, Stahl-Stahl Verbindung	0,61	0,75	673	0
BR-KRED	gebürstet und kath. Oxidreduktion	0,64	0,72	300	-55
Stahl-Kupfer Verbindungen					
BR	Mechanisch Gebürstet	0,47	0,81	1344	0
BR-KRED	BR + kath. Oxidreduktion (Cu/St)	0,48	0,81	1180	-12
BR-KRED	BR + kath. Oxidreduktion (St/Cu)	0,51	0,72	1294	-4
BR-KRED	BR + kath. Oxidreduktion (nur Cu)	0,50	0,69	1394	+4

Strategie zur Aktivierung durch Oxidreduktion stellte sich folglich ein Oberflächenzustand ein, bei dem keine verbesserte Pressschweißbarkeit festgestellt werden konnte. Der ermittelte Schwellwert für den Stahl-Stahl-Verbund entspricht mit etwa 60 % den Werten von Stahloberflächen mit Nickel-Beschichtung [75]. Bei artfremden Verbunden aus Stahl und Kupfer konnte die Verbundfestigkeit durch eine alleinige Aktivierung der Kupferoberfläche durch elektrochemische Oxidreduktion gesteigert werden.

Eine mögliche Ursache für die insgesamt geringere Scherzugkraft von elektrochemisch vorbehandelten Stahloberflächen könnte im Zusammenhang zwischen der entstandenen Oxidschicht und ihrer Duktilität liegen (vgl. Abschnitt 2.4.1.1 auf Seite 17). Die Stahloberfläche wird im kurzen Kontakt mit Sauerstoff ebenfalls eine Oxidschicht aus wenigen Monolagen aufbauen, deren Duktilität möglicherweise größer ist, als die einer vglw. dicken, annähernd gesättigten Oxidschicht. In der Literatur wird für polychristallines reines Eisen eine Oxidschichtdicke um 1 nm bei Raumtemperatur angegeben [157, 158]. Mit abnehmender Schichtdicke versagt das Eisenoxid dann erst bei vglw. großer Dehnung und mit zunächst großen Oxidfragmenten (s. a. Abb. 5.7 auf Seite 73, Seite 73). Über den Zusammenhang zwischen Duktilität und Schichtdicke von Eisenoxid berichten u. a. NAGL und EVANS in [159] ausführlich und geben ein E-Modul von 128 GPa bis 266 GPa an ( $FeO$ ,  $Fe_2O_3$ ). Im Vergleich zu Aluminiumoxid ( $Al_2O_3$ , 346 GPa bis 405 GPa [160]) oder Kupfer ( $CuO$ , 81,6 GPa [161]) besitzt das Eisenoxid damit eine höhere Duktilität als Aluminiumoxid aber eine geringe Duktilität als Kupferoxide. Diese Eigenschaft wird sich auch im Zusammenhang mit der Schichtdicke widerspiegeln, sodass bei sehr dünnen Oxidschichten, wie z. B. nach der elektrochemischen Oxidreduktion, von einer

zusätzlich erhöhten Duktilität ausgegangen werden muss. Für das Warmwalzen wurde dieser Effekt bereits durch die Untersuchungen von UTSUNOMIYA *et al.* bestätigt. Beim Walzen von Stahlblechen (Mild Steel) die unter Schutzatmosphäre auf 1000 °C erwärmt wurden, zeigt sich in Abhängigkeit der anschließenden Oxidationsdauer an der Luft ein anderes Versagensbild der Oxidschicht. Bei kleiner Oxidationsdauer (= kleine Oxidschichtdicke) wurde eine sehr duktile, umformbare Oxidschicht beobachtet (wenige kleine Risse). Im Gegenzug führte eine längere Oxidation (= große Oxidschichtdicke) zu großen, breiten Rissen in der Oxidschicht [162].

Die isolierte Betrachtung des E-Moduls der jeweiligen Metalloxide ist jedoch unzureichend, da sich keine direkte Relation zu den ermittelten Schwellwerten ergibt. Insbesondere da die Druckabhängigkeit des E-Moduls, bzw. des gesamten mechanischen Verhaltens der Deckschicht, berücksichtigt werden müsste. Zu dieser Erkenntnis kommen auch ZHANG, BAY und WANHEIM und untersuchten deshalb in [163] die Abhängigkeit des Versagens unterschiedlicher metallischer Beschichtungen auf Aluminium vom Druck während der Umformung. Die Empfindlichkeit der Beschichtungen variierte dabei stark. So wies eine Beschichtung aus Hartchrom nur eine sehr geringe ( $\Delta G/\Delta p = 0,0001$ ) und eine matte Nickel-Beschichtung eine sehr hohe Abhängigkeit vom hydrostatischen Druck auf ( $\Delta G/\Delta p = 0,0018$ ). Dem Pressschweißen von unlegierten Stahlwerkstoffen steht also in erster Linie die große Duktilität seiner Oxidschicht entgegen, die sich (vermutlich) mit steigendem Druck noch erhöht. Um dieser Eigenschaft entgegenzuwirken, müssen Beschichtungen eingesetzt werden, deren Duktilität über den hydrostatischen Druck annähernd konstant ( $\Delta G/\Delta p \downarrow$ ) und möglichst gering ist ( $G \downarrow$  bzw. E-Modul  $\uparrow$ ).

### Einfluss des Werkzeugdurchmessers

Um den Einfluss der Werkzeuggeometrie zu ermitteln, wurden zum Vergleich Versuche mit einem kleineren Werkzeug (Formeinsatz) durchgeführt. Abb. 5.4 zeigt die ermittelten Scherzugkräfte für gebürstete und zusätzlich oxidreduzierte Kupferoberflächen für die Werkzeugradien 6 mm und 12 mm. Für beide Werkzeugradien ergeben sich etwa identische Scherzugkräfte unter

Tabelle 5.4: E-Moduln der Oxide und Schwellwerte beim Walzplattieren verschiedener Metalle ohne mechanische Oberflächenvorbehandlung

Oxid	E-Modul in GPa	Schwellwert in %	Quellen
Kupfer	81,5		[75, 161]
Zink	183		[164]
Eisen	128 bis 266		[75, 159]
Aluminium	346 bis 405	50	[75, 160]

Berücksichtigung der beobachteten Streuung. In der gewählten Versuchsanordnung hat der kleinere Werkzeugdurchmesser und die damit verbundene Änderung der Umformzone keinen messbaren Einfluss auf die Verbundfestigkeit.

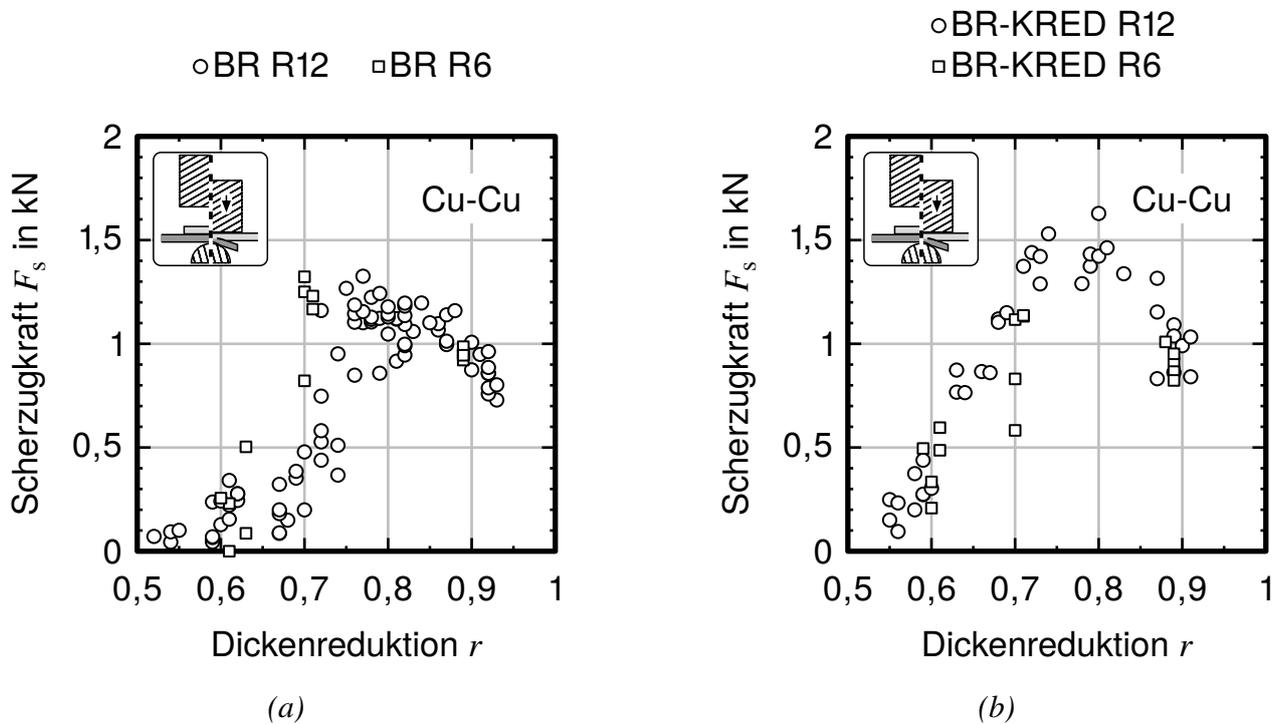


Abbildung 5.4: Einfluss des Werkzeugradius auf die Scherzugkraft bei gebürsteten (a) und zusätzlich kathodisch oxidreduzierten Kupferoberflächen (b)

### Einfluss der Prozessführung durch mehrstufige Umformung

Der Einfluss einer stufenweisen Umformung auf die Verbundfestigkeit wurde an Kupferproben untersucht, indem die Proben in zwei Stufen umgeformt wurden. Die erste Umformung wurde mit einer Dickenreduktion durchgeführt, die bereits einen tragfähigen Verbund erzeugt (55 % Dickenreduktion, vgl. Tab. 5.2 auf Seite 64). Anschließend wurde die zweite Umformstufe für die Dickenreduktion auf 70 % und 80 % festgelegt. Die dabei ermittelten Scherzugkräfte sind in Abb. 5.5 dargestellt und liegen in guter Übereinstimmung mit den Scherzugkräften der einstufigen Umformung. Für Proben mit kathodisch oxidreduzierter Oberfläche wurde im Vergleich eine etwas geringere Scherzugkraft ermittelt.

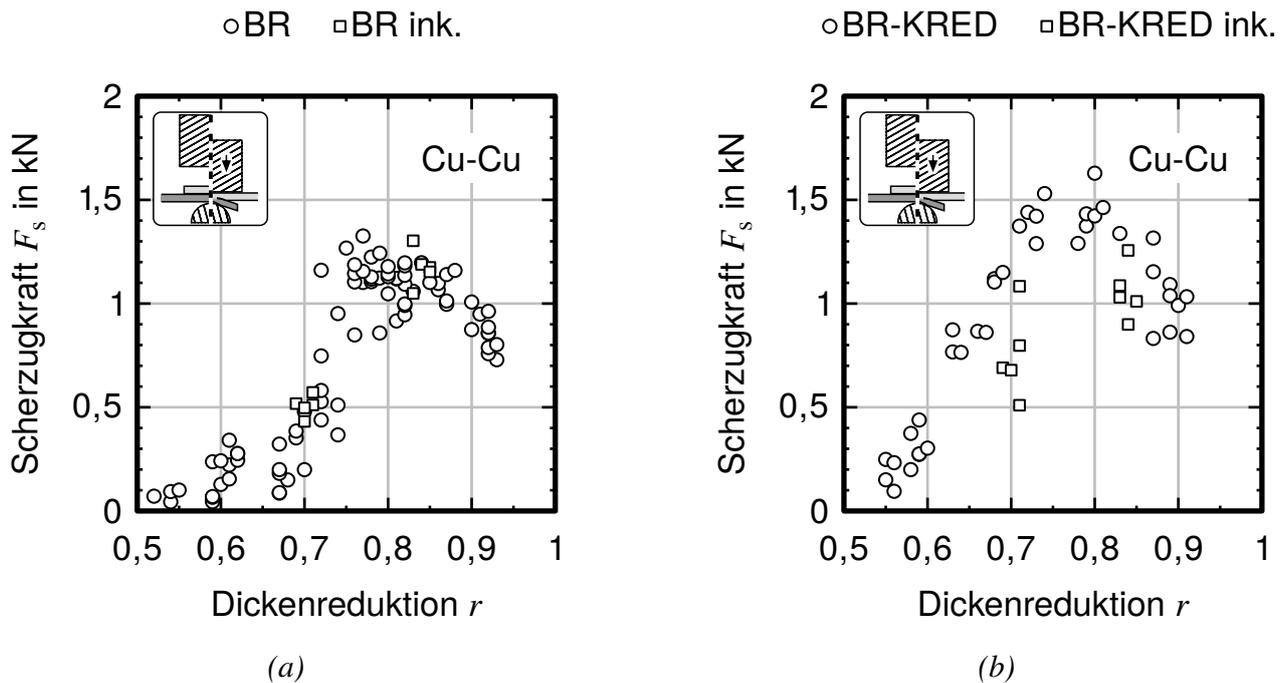


Abbildung 5.5: Einfluss der zweistufigen Umformung auf die Scherzugkraft bei (a) gebürsteten und (b) zusätzlich kathodisch oxidreduzierten Kupferoberflächen

## 5.2 Diskussion zum Pressschweißen von oxidreduzierten Metalloberflächen

Die durchgeführten Versuche zur Ermittlung des Einflusses der Oberflächenvorbehandlung auf das Pressschweißverhalten von Überlapp-Pressschweißverbunden mit Kupfer zeigten einen signifikant positiven Einfluss der Vorbehandlung durch eine elektrochemische Oxidreduktion.

Die elektrochemische Aktivierung der Kupferoberflächen durch die kathodische Oxidreduktion sollten praktisch alle Oxidgruppen auf der Oberfläche reduzieren. Abb. 5.6 veranschaulicht den erwarteten Effekt für das Pressschweißen von zwei oxidreduzierten Oberflächen im Vergleich zu einer Oberfläche ohne gezielte Aktivierung.

Im Falle einer Oberfläche ohne Aktivierung bauen sich die Pressschweißverbindungen in den Rissen der Oxidschicht auf. Nach einer Aktivierung durch die elektrochemische Oxidreduktion liegt auf der Oberfläche überwiegend reines Kupfer vor. Partiiell könnten noch kleine Inseln an Oxid zurückbleiben. Insbesondere eine „starke“ Oberflächentopographie könnte die vollflächige Wirkung der elektrochemischen Behandlung durch unterschiedliche Stromdichten in Spalten und an Kanten beeinträchtigen. Nach der Aktivierung belegt sich die Oberfläche (im Experiment unter sauerstoffhaltiger Atmosphäre) langsam mit einer dünnen Oxidschicht. Das Wachstum dieser neuen Oxidschicht erfolgt in Inseln [165] und bedeckt die Oberfläche erst nach einigen Sekunden vollständig (vgl. Abb. A1.2 auf Seite 180). Innerhalb dieses Zeitfensters liegt eine

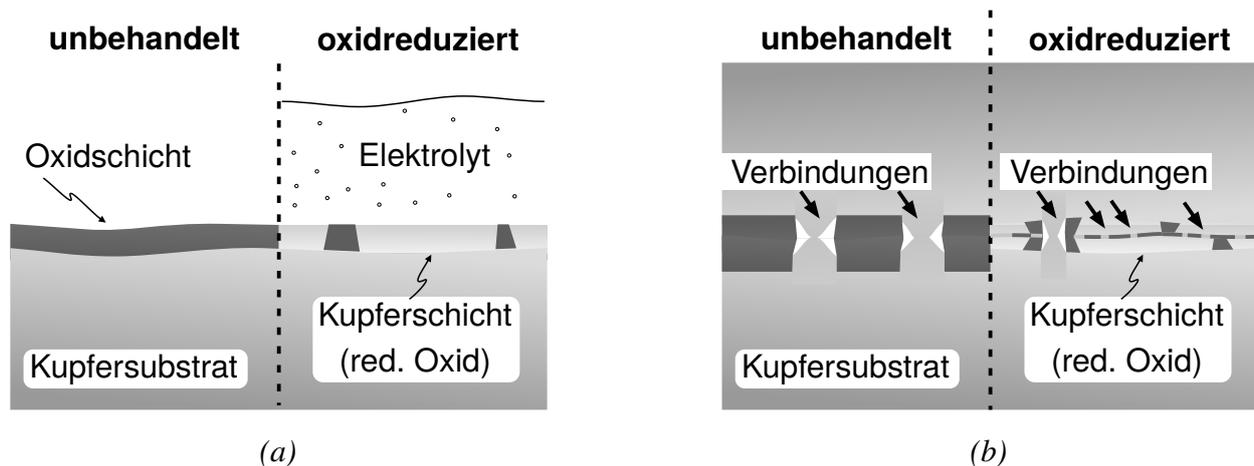


Abbildung 5.6: Schematischer Vergleich des Verbindungsaufbaus zwischen zwei Oberflächen ohne und mit elektrochemischer Aktivierung durch Oxidreduktion. (a) Zustand der Oberflächen vor der Umformung, (b) Verschweißte Oberflächen nach der Umformung

deutlich dünnere und nur partiell aufgebaute Schicht aus Kupferoxid vor. Eine sehr dünne bzw. nicht vorhandene Oxidschicht sollte mehrere Auswirkungen auf die Schweißbarkeit und den Aufbau von Pressschweißverbindungen haben, insbesondere Form und Anzahl der sich bildenden Risse in der Oxidschicht.

### Einfluss der Rissform

Die Form der sich bildenden Risse (Größe und Anzahl) in der Oxidschicht ist abhängig von der Dicke der Oxidschicht. In ihrer Untersuchung zur Rissbildung beim Walzen von Aluminiumblechen ermittelten LE *et al.* einen Zusammenhang von etwa 1:10 zwischen der Schichtdicke  $h_{\text{ox}}$  und der Fragmentbreite  $\lambda_{\text{ox}}$  [166] und stellten für die maximale Breite eines Oxidfragmentes ein Gleichgewicht auf, das die Oxidfragmente ins Verhältnis zur Bruchfestigkeit des Oxids  $\sigma_f$ , der Schubfließgrenze des darunterliegenden Werkstoffes  $\tau_f$  und zum Reibwert der Oberfläche  $\mu$  setzt (Gl. 5.2).

$$\frac{\lambda_{\text{ox}}}{h_{\text{ox}}} = \frac{2\sigma_f}{\tau_f(1 - 4\mu^2)} \quad (5.2)$$

Dieser Zusammenhang wurde auch durch CLEMENSEN, JUELSTORP und BAY beschrieben. Sie setzten die Größe der Oxidfragmente und die Schichtdicke in ein festes Verhältnis (Gl. 5.3). Die große Dehnung während der Umformung führt durch Reibung zwischen den Oberflächen zu einer tangentialen Zugspannung  $\sigma_t$  in der Oxidschicht. Die Oxidschicht versagt, wenn ihre Zugfestigkeit lokal erreicht ist. Dieser Vorgang wiederholt sich bis alle Dehnungskonzentratio-

nen abgebaut sind. Unter der Annahme einer gleichmäßigen Schubspannung  $\tau$  und konstanter Schichtdicke ergibt sich dann [88]

$$\lambda_{\text{Ox}} = \frac{h_{\text{ox}} \sigma_f}{2\tau}. \quad (5.3)$$

Aus diesem festen Verhältnis wird mit abnehmender Schichtdicke des Oxides auch die Breite der Oxidfragmente kleiner, d. h. es bilden sich über eine feste Länge bei gleicher Dehnung mehr Risse in der Oberfläche und es findet ein feingliedriges Versagen der Oxidschicht statt. Bei großer Schichtdicke konzentriert sich die Dehnung deshalb auf wenige Risse. Entsprechend der schematischen Darstellung in Abb. 5.6 sollten sich bei elektrochemisch vorbehandelten Oberflächen, die durch eine kathodische Reduktion aktiviert wurden, auf Grund der dünneren oder z. T. gar nicht vorhandenen Oxidschicht eine Vielzahl an Pressschweißverbindungen zwischen den Oberflächen aufbauen und damit einen (makroskopisch) festeren Verbund herstellen.

### 5.2.1 Entwicklung des Schwellwertes

Der zum Aufbau einer Pressschweißverbindung benötigte Schwellwert wird durch drei Faktoren maßgeblich beeinflusst: die Oberflächenrauheit, den Reoxidationsgrad und das Versagen der Deckschichten (i. d. R. Oxide).

In den hier durchgeführten Versuchen liegt der beobachtete Schwellwert der Kupferproben für glatte Oberflächen unter Vergleichswerten für das Kaltwalzplattieren und mit gebürsteten Oberflächen darüber. ZHANG konnte für unbehandelte Kupferproben keine Verbindung erzeugen ( $0 \geq r \leq 1$ ) und geben für gebürstete Oberflächen einen Schwellwert von etwa 68 % an [75]. In Tab. 5.5 sind unterschiedliche Werte aus der Literatur für gebürstete Oberflächen aufgeführt. Bei der punktuellen Umformung mit Werkzeugen werden i. d. R. höhere Werte für den Schwellwert angegeben. Dieser Effekt wird auf die Umformbedingungen und den sich daraus ergebenden Materialfluss zurückgeführt [167]. COOPER und ALLWOOD weisen zudem darauf hin, dass bei den untersuchten Umformverfahren zum Fügen die wirkende Normalspannung und die Dickenreduktion über das Werkstoffverhalten gekoppelt sind und es auch deshalb zu unterschiedlichen Schwellwerten kommt [79] (vgl. Abschnitt 2.4 auf Seite 12).

Für glatte Oberflächen liegt der Schwellwert bei allen Vorbehandlungen um 80 %. Proben mit elektrochemischer Aktivierung verschweißten schon bei einer geringeren Umformung. Der Schwellwert ist in der Modellvorstellung von COOPER und ALLWOOD im Wesentlichen von der Menge des in der Oberflächenrauheit gespeicherten Sauerstoffes abhängig (vgl. Abschnitt 2.4.1.2 auf Seite 20) [79]. In Anhang A2 auf Seite 180 ist der theoretische Reoxidationsgrad  $\eta_{\text{ox}}$  nach [79] für Kupfer berechnet.

Tabelle 5.5: Übersicht von Schwellwerten zur Dickenreduktion aus Versuchen zum Walzplattieren (R) und Pressschweißen mit Werkzeugen (T) von gebürsteten Kupferoberflächen.

Werkstoffbezeichnung	$r_{th}$ in %	Typ	Oberflächenvorbehandlung	Quelle
Cu electrolytic	68	R	Bürsten	[75]
Cu	45	R	Bürsten	[70]
Cu	72	T	Bürsten	[168]
Cu T.P. electrolytic	80	T	Bürsten	[169]
Cu cathode (48HV)	50	T	Bürsten	
Cu O.F.H.C.	78	T	Bürsten	

Geht man von denselben Oberflächeneigenschaften wie in [79] aus und passt nur die molare Masse und die Schichtdicke der Kupferoxide an, erhält man einen Reoxidationsgrad von  $\eta_{ox} = 0,18$ . Abb. 5.7a stellt die Abhängigkeit des Reoxidationsgrades  $\eta_{ox}$  von der Dicke der Oxidschicht  $h_{ox}$  und der Rauheit dar. Bildet sich nur eine dünne Oxidschicht aus, steigt der Schwellwert exponentiell an. Wird bei der Oxidation im Gegenzug viel Sauerstoff verbraucht, sinkt der Schwellwert. Im Vergleich zu Aluminium ( $\eta_{ox} = 0,35$ ,  $h_{ox} = 2,9$  nm) liegt für Kupfer ein kleinerer Reoxidationsgrad vor, weil die Kupferoxide mehr Sauerstoff aufnehmen und deshalb eine geringe Fläche erneut belegen können. Aluminium benötigt in dieser Näherung mit  $1,14 \cdot 10^{-4}$  mol  $O_2$   $1/m^2$  etwa 30 % weniger Sauerstoff für den Aufbau einer Oxidschicht als Kupfer mit  $1,74 \cdot 10^{-4}$  mol  $O_2$   $1/m^2$  (bei gleicher Nenndicke).

Der theoretisch bestimmte Reoxidationsgrad von  $\eta_{ox} = 0,18$  stimmt gut mit dem von AGERS und SINGER ermittelten Schwellwert von 14 % Oberflächenzuwachs beim Pressschweißen mit Werkzeugen unter ebener Formänderung überein [167]. Die in Tab. 5.5 dargestellten Werte zum Schwellwert von gebürsteten Oberflächen liegen deutlich darüber, weil sie durch das Bürsten ein anderes Versagen der Oberflächendeckschicht aufweisen und die erforderliche Dickenreduktion für die Umformung mit Werkzeugen nicht immer den wahren Oberflächenzuwachs wiedergeben. Abb. 5.7a stellt den Zusammenhang zwischen Schichtdicke und Reoxidationsgrad für unterschiedliche Oberflächenrauheiten dar. Eine Verdoppelung der mittleren Rauheit führt auch zu einer Verdoppelung des Reoxidationsgrades. Die Rauheit einer gebürsteten Oberfläche vervielfacht sich im Vergleich zu einer unbehandelten blanken Oberfläche deutlich. In diesem Fall greift aber die Wechselwirkung zwischen Oberflächenstruktur und -morphologie. Die gebürstete Oberfläche versagt durch die kaltverfestigte Deckschicht bei geringerer Dehnung, sodass der messbare Schwellwert nicht mehr mit dem Reoxidationsgrad korreliert.

Der Reoxidationsgrad setzt sich als Quotient aus verfügbarem und benötigtem Sauerstoff aus physikalischen und mechanischen Größen der Fügepartner zusammen. Während die physikalischen Materialparameter beim Einsatz von technischen Werkstoffen nicht verändert werden können, lässt sich die Rauheit beeinflussen. Mit sehr rauen Oberfläche steigt die Umformung auf der Mikro-Skala. Im Gegenzug wird in der Oberfläche viel Sauerstoff „gespeichert“, der die freigelegte Oberfläche wieder oxidiert.

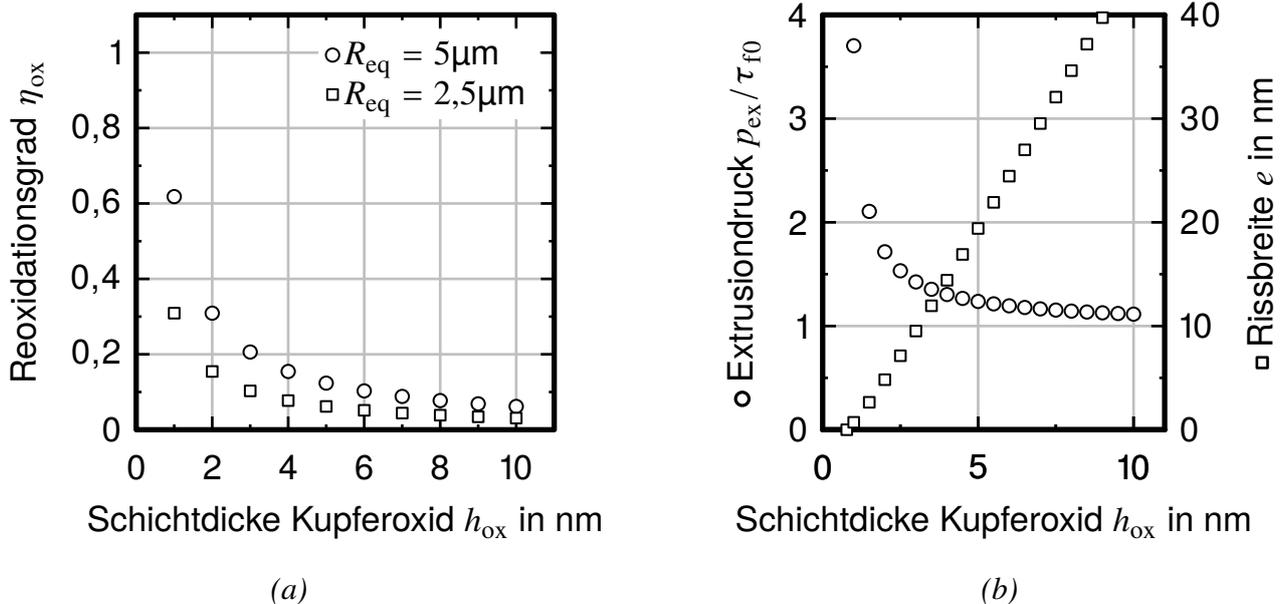


Abbildung 5.7: (a) Abhängigkeit des Reoxidationsgrades von der Schichtdicke des Kupferoxides, berechnet nach [79], (b) normierter Extrusionsdruck in Abhängigkeit der Dicke der Oxidschicht nach [79] ( $\eta_{ox} = 0,8$ ,  $R_{eq} = 5 \cdot 10^{-6} m$ ,  $\Psi_{eq} = 0,18^\circ$ ,  $\lambda = 6,45 \cdot h_{ox}$ ,  $\sigma_f = 220 N/mm^2$ )

Bevor es zum Aufbau einer Pressschweißverbindung kommt, muss die Deckschicht aus Oxid(en) aufbrechen, um aktive Oberfläche freizugeben. Die Anzahl der Oxidfragmente auf der Oberfläche bzw. deren Größe hängt von der Dicke der Oxidschicht ab. Die wesentlich dünnere Oxidschicht auf der kathodisch oxidreduzierten Oberfläche bricht deshalb in kleinere Stücke/Fragmente auf und bildet schmale, aber deutlich mehr Risse in der Oxidschicht. Mit elektrochemisch aktivierten Oberflächen konnte der Schwellwert in den Versuchen nicht gesenkt werden. Dies hängt damit zusammen, dass der benötigte Extrusionsdruck bei den kleineren Rissen wesentlich größer ist. Eine dicke Oxidschicht mit großen Fragmenten und entsprechend breiten Rissen (bei gleicher Dehnung) führt dazu, dass der Extrusionsdruck gering ist. Abb. 5.7b veranschaulicht den Zusammenhang zwischen der Dicke  $h_{ox}$  der Oxidschicht und dem benötigten Extrusionsdruck zum Aufbau einer Verbindung am Beispiel von Kupfer.

Der Schwellwert zum Aufbau einer Pressschweißverbindung wird durch eine dicke Oxidschicht und den beschriebenen Zusammenhängen begünstigt. Die Oxidschicht zerbricht bei der Umformung in große, breite Fragmente. Im Vergleich zu einer dünnen Oxidschicht mit kleinen, schmalen Oxidfragmenten ergeben sich bei gleicher Gesamtdehnung der Oberfläche mit einer dickeren Oxidschicht insgesamt breitere Risse bzw. Verbindungspunkte. Der benötigte Extrusionsdruck zum Aufbau einer Verbindung zwischen zwei Rissen sinkt mit ansteigender Rissbreite deutlich (Abb. 5.7b). Die Kombination aus geringem benötigten Extrusionsdruck und vorhandener Rissbreite begünstigt deshalb den Aufbau von Pressschweißverbindungen bei Metallen mit dicker Oxidschicht. Diesen Schluss ziehen auch LE *et al.* in ihren Untersuchungen zum Walzen von Aluminium mit eloxierten Oxidschichten [166]. Bei hohen Umformgraden steht ein größerer Druck zur Verfügung, sodass auch kleine Risse Pressschweißverbindungen aufbauen können.

LE *et al.* messen in ihren Untersuchungen [166] zu Aluminium ein Verhältnis von Fragmentbreite zu Schichtdicke von 10, COOPER und ALLWOOD errechnen 14 [79] und BARLOW, NIELSEN und HANSEN messen 13 [170].

### 5.3 Methoden zur Bestimmung der wahren Verbundfestigkeit

Die Scherzugkraft der pressverschweißten Fügeverbindungen steigt mit zunehmender Aktivierung der Oberflächen an, weil sich immer größere Oberflächenanteile miteinander verschweißen. Dieser Effekt wird durch den Anstieg der Scherzugkraft messbar. Die normierte Scherspannung, mit Hilfe derer ein besserer Vergleich der Ergebnisse zu anderen Fügeverfahren möglich wäre, erfordert eine Abschätzung der verschweißten Fläche. In Abhängigkeit der Fügstellengeometrie kann diese sehr komplex werden. Vereinfachte Ansätze werden am Ende dieses Kapitels diskutiert.

Die größte Scherzugkraft bei glatten Oberflächen konnte mit der cyclovoltammetrischen Reduktion erreicht werden. Im Vergleich zur einfachen kathodischen Reduktion zeigte sich ein deutlicher Anstieg der gemessenen Scherzugkräfte über den gesamten Bereich der untersuchten Dickenreduktion. Ursache für diesen signifikanten Zuwachs könnte die mikroskopische Aufrauung der Oberfläche sein (vgl. Tab. 5.2 auf Seite 64). Die Verdopplung der Rauheit auf 10 nm übersteigt die Dicke der Kupferoxidschicht von 3,5 nm um das Dreifache, sodass die entstehenden mikroskopischen Scherbewegungen ein Versagen der Oxidschicht begünstigen. Dies geschieht dabei ohne einen wesentlichen Verlust der effektiven Kontaktfläche, wenn man davon ausgeht, dass die Oberflächen bereits bei Erreichen der Fließgrenze zu etwa 50 % in Kontakt stehen [106, 171]. Durch die Aktivierung mittels cyclovoltammetrischer Reduktion konnte die ermittelte Scherzugkraft über große Bereiche mehr als verdoppelt werden. Im Umkehrschluss

kann bei gegebener Festigkeit auch die Dickenreduktion reduziert werden. Der gleiche Effekt lässt sich auch für gebürstete Probenoberflächen beobachten. In Abb. 5.8a wird durch die elektrochemische Aktivierung ebenfalls eine Verdoppelung der ermittelten Scherzugkraft erreicht. Die vorgestellten Ergebnisse zeigen eine Steigerung der Verbundfestigkeit durch die elektrochemische Aktivierung. Der positive Effekt der beschriebenen Vorbehandlungsstrategie lässt sich durch zwei wesentliche Merkmale erklären: Die elektrochemische Aktivierung durch die kathodische Oxidreduktion führte in den Versuchen zu einer besonders dünnen Oxidschicht auf der Oberfläche der Kupferproben. Dünne Oxidschichten zerbrechen während der Umformung in kleine Oxidfragmente, die es ermöglichen, eine Vielzahl an Pressschweißverbindungen zwischen den Oberflächen aufzubauen.

### Charakterisierung der Versagensarten von Pressschweißverbindungen

Das Versagen der Proben teilt sich in drei Fälle (Abb. 5.2d1 bis 5.2d3 auf Seite 63). Überträgt man die zwei wesentlichen Typen Abscheren (Abb. 5.2d1 auf Seite 63) und Bruch (Abb. 5.2d2 und 5.2d3 auf Seite 63) auf die ermittelten Scherzugkräfte, ergibt sich eine deutliche Trennung, deren Verlauf in sehr guter Näherung abgeschätzt werden kann. Wenn die Proben nicht mehr durch Abscheren versagen, ist die Scherzugfestigkeit des Pressschweißverbundes größer als die nom. Zugfestigkeit bzw. vereinfacht die Zugkraft  $F_{z\text{nom}}$  des kleinsten Probenquerschnittes (Gl. 5.4). In Abb. 5.8a ist diese Zugkraft für eine konstante Probenbreite von  $b_1 = b_0 = 10\text{ mm}$  dargestellt.

$$\begin{aligned} F_{z\text{nom}} &= \sigma_f \cdot A_z \\ &= \sigma_f \cdot b_1 \cdot s_1 \end{aligned} \quad (5.4)$$

Der Verlauf gibt die Trennung zwischen dem Versagen durch Abscheren und Bruch in erster Näherung gut wieder. Die Streuung der Messpunkte um die ermittelte Grenzkurve ist durch die Verbunddicke im Versagenspunkt begründet, die außerhalb der Schweißverbindung etwas dicker ist als im berechneten dünnsten Punkt. Unter der Berücksichtigung, dass die Breite der Schweißverbindung nicht bekannt ist, ergibt sich eine gute Abschätzung der zu erwartenden Scherzugkraft nach Erreichen der max. Scherzugfestigkeit.

Die in den Versuchen maximal erreichbare Kraft wurde als  $F_{z\text{max}}$  durch Versuche an umgeformten Zugproben abgeschätzt. Dazu wurden einzelne Zugproben im Versuchswerkzeug umgeformt und anschließend im Zugversuch die maximale Zugkraft ermittelt. Daraus kann die in Abb. 5.8 dargestellte Kurve für  $F_{z\text{max}}$  abgeleitet werden. Sie entspricht der maximalen Zugkraft (-festigkeit) einer Kupferprobe bei der angegebenen Dickenreduktion. So kann die maximale Zugfestigkeit (-kraft) eines verschweißten Verbundes in erster Näherung unter Be-

rücksichtigung der Kaltverfestigung ermittelt werden. Die Differenz zwischen dieser nominellen Zugkraft und der gemessenen Zugkraft wird mit zunehmender Dickenreduktion größer, weil die verschweißte Fläche breiter wird.

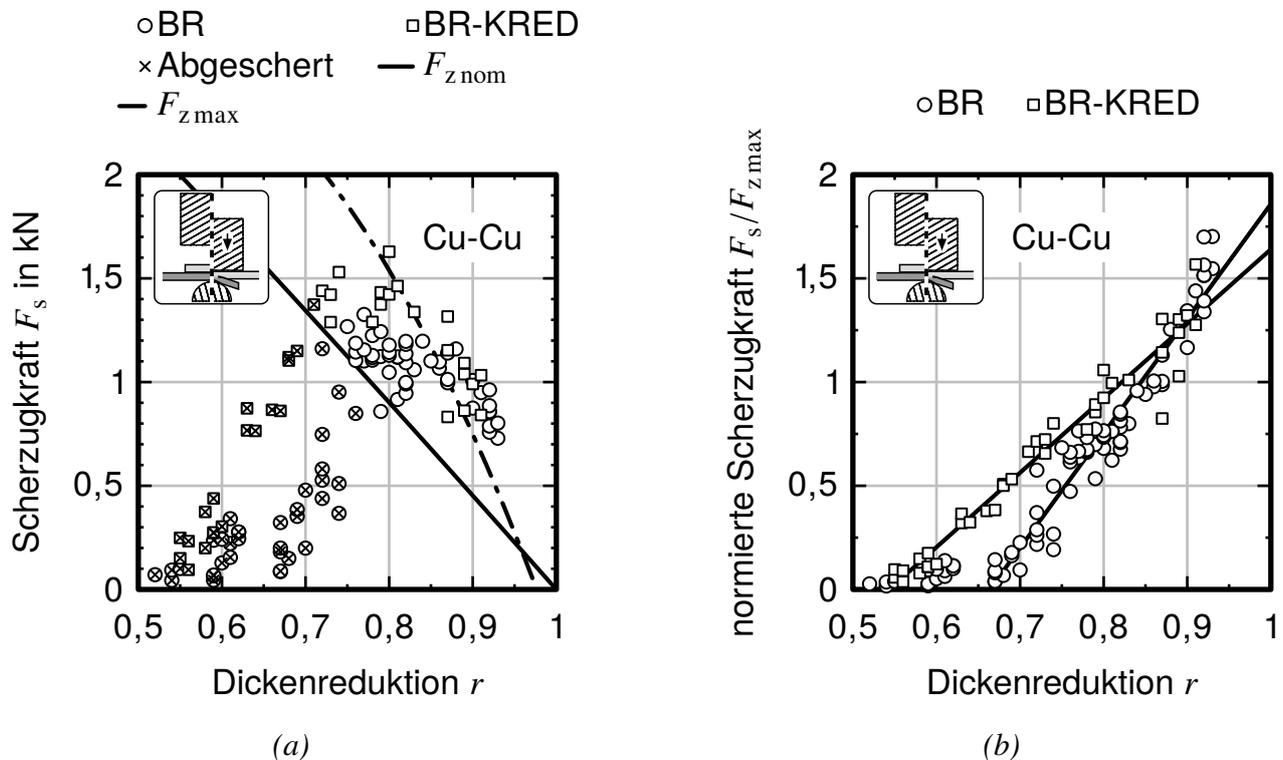


Abbildung 5.8: (a) Einfluss der Scherzugkraft auf das Versagensverhalten, (b) Verlauf der normierten Scherzugkraft für gebürstete und zusätzlich elektrochemisch oxidreduzierte Kupferoberflächen ( $\sigma_f = 452 \text{ N/mm}^2 (0,147 + r)^{0,05}$ )

#### 5.4 Untersuchung zum Pressschweißen unter Immersion

Der Einsatz von elektrochemischen Verfahren zur Aktivierung von Oberflächen für das Pressschweißen macht den Einsatz von Elektrolyten als stromleitendes Medium erforderlich. Wird eine Oberfläche innerhalb des Elektrolyten aktiviert und wieder aus dem Elektrolyten bzw. dem Behandlungsraum entnommen, kann die Aktivität der Oberfläche rapide abnehmen (z. B. im Falle einer Oxidreduktion). Das Zeitfenster zwischen der Aktivierung und dem Verbinden durch Pressschweißen sollte deshalb für manche Aktivierungsstrategien so klein wie möglich gehalten werden. Um jegliche Transportzeit im aktivierten Zustand im Voraus auszuschließen, könnte das Verschweißen auch unter Immersion durchgeführt werden, d. h. die Aktivierung und das Fügen durch Pressschweißen werden direkt im Elektrolyten durchgeführt.

Dieser Ansatz setzt voraus, dass sich Pressschweißverbindungen auch unter Immersion aufbauen lassen. Dies ist nur die beobachtbare Bedingung. Im Prozess muss der Elektrolyt

aus der Fügestelle verdrängt werden, damit sich die Oberflächen der Fügepartner, wie in Abschnitt 2.4 auf Seite 12 beschrieben, berühren und eine Verbindung miteinander aufbauen können. Um die These eines solchen Prozessablaufes nun grundsätzlich zu untersuchen, wurden Versuche mit runden Miniatur-Zugproben durchgeführt. Diese Versuche wurden in Anlehnung an das Vorgehen von CONRAD und RICE durchgeführt, die in [76] das Pressschweißverhalten von Kupfer unter Vakuum untersuchten. Dabei wurden zylindrische Zugproben zunächst im Vakuum zerrissen, um kontaminations- und oxidfreie Oberflächen zu erzeugen und diese anschließend wieder durch Pressschweißen verbunden. In den Versuchen stellten sie fest, dass die dabei entstandene Verbundfestigkeit im direkten Zusammenhang zur zuvor aufgebrachten Presskraft stand. Das Verhältnis aus entstandener Verbundfestigkeit (Bruchkraft  $F_0$ ) und der Presskraft beim Verschweißen  $F_1$  bildet den sog. Haftungskoeffizient  $\chi$  (Cohesion Coefficient, Gl. 5.5 und Abb. 5.9 auf dieser Seite und auf der nächsten Seite).

$$\chi = \frac{F_0}{F_1} \quad (5.5)$$

Der Haftungskoeffizient  $\chi$  ist ein quantitatives Maß für die Schweißbarkeit der Metalle. Es könnte zunächst davon ausgegangen werden, dass dieser unter idealen Bedingungen mit  $\chi = 1$  konstant ist, d. h. die Oberflächen verschweißen vollflächig miteinander. In den Versuchen von CONRAD und RICE zeigte sich für Aluminium, Gold, Nickel und Kupfer jedoch eine leichte Abhängigkeit zur aufgebrachten Presskraft beim Verschweißen (dargestellt durch das Pressverhältnis aus Presskraft  $F_1$  zum Verschweißen und initialer Bruchkraft der Probe  $F_0$  (Compression Ratio  $F_1/F_0$ ). Dieser Effekt könnte den rauen Bruch-Oberflächen zugeordnet werden, die durch die Versuchsanordnung entstehen und deren Rauheit sich erst mit steigender Presskraft einebnet, bis wesentliche Oberflächen in Kontakt sind (bis zum Maximum von etwa 80 %, vgl. Abschnitt 2.6 auf Seite 29). Für Kupfer geben CONRAD und RICE als Zusammenhang zwischen dem Haftungskoeffizienten und dem Pressverhältnis einen empirischen Zusammenhang an (Gl. 5.6).

$$\chi = 0,75 + 0,15 \cdot F_1/F_0 \quad (5.6)$$

### Experimentelles

Zur Untersuchung des Pressschweißverhaltens von zylindrischen Kupferproben bzw. Kupfer-Bruchflächen unter Immersion in verschiedenen Medien, wurden die Proben im Medium im Zugversuch bis zum Versagen gedehnt und anschließend mit der dabei ermittelten Bruchkraft ( $F_0$ ) wieder zusammengepresst ( $F_1 = F_0$ ), um einen Pressschweißverbund zu erzielen (Tra-

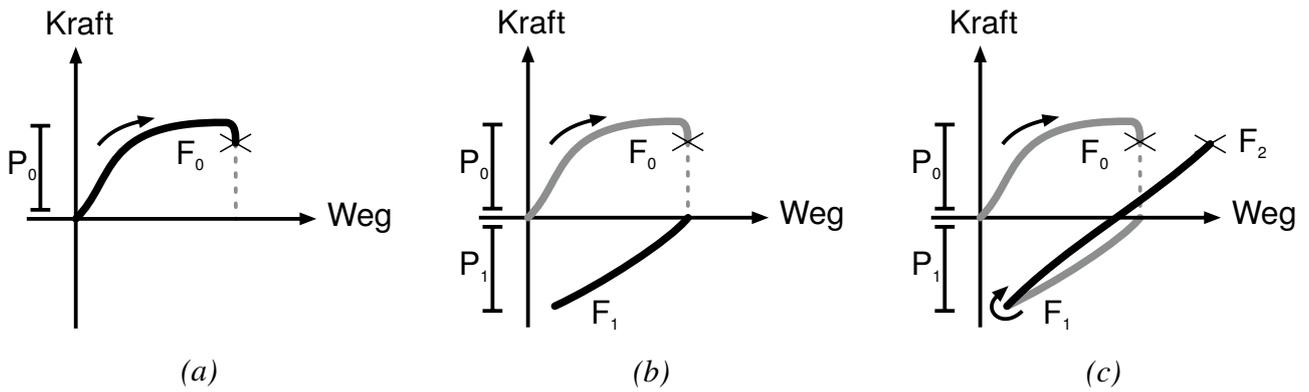


Abbildung 5.9: Schematischer Ablauf der Prüfung zum Pressschweißen unter Immersion: (a) Zugprüfung der Probe bis zum Versagen, (a) Lastwechsel zum Pressschweißen und abschließende (c) Zugprüfung des Pressschweißverbundes

versengeschwindigkeit  $25 \mu\text{m/s}$ ). Nach dem initialen Bruch wurden die Bruchflächen für 5 s dem Umgebungsmedium ausgesetzt und mit Haltedauer von 5 s verschweißt. Danach folgte die Zugprüfung der Proben, sofern ein Pressschweißverbund zwischen den Oberflächen hergestellt wurde (Prüfkraft  $F_2$ , vgl. Abb. 5.9). Die Versuche wurden in einem Zug-Druck-Modul durchgeführt (Typ Kammrath und Weiss,  $\pm 5 \text{ kN}$ , Abb. 5.10a), das für die Versuche unter Gas-Atmosphäre in einer geschlossenen gasdichten Kammer aus Plexiglas untergebracht wurde. Für die Versuche in Flüssigkeiten wurde eine Flüssigkeits-Zelle aus POM gefertigt, in der die Zugproben vollständig von Flüssigkeit umgeben werden konnten (Abb. 5.10b).

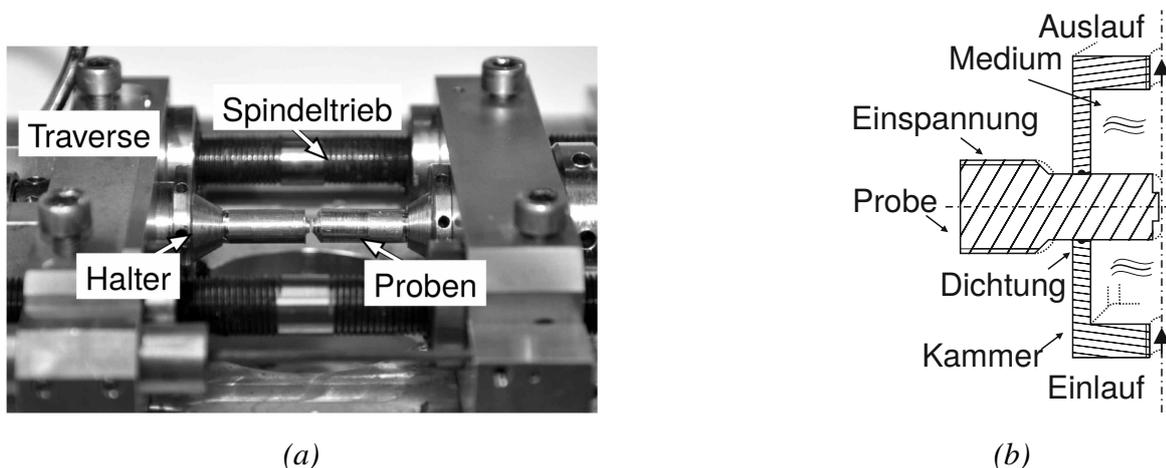


Abbildung 5.10: (a) Aufnahme vom Versuchsaufbau im Zug-Druck-Modul und (b) schematischer Aufbau der Flüssigkeits-Zelle

Die zylindrischen Zugproben wurden aus Kupferdraht CW004A mit einem Durchmesser von 6 mm hergestellt. Um ein gezieltes Versagen in der Probenmitte zu initiieren, wurden die Proben

in der Mitte durch eine Verjüngung auf einen Durchmesser von 2 mm bis 3 mm reduziert. In der Versuchsreihe wurden vier Umgebungsmedien untersucht. Als Referenz dienten dabei Versuche an

- Luft,

um die Auswirkungen einer natürlichen Oxidschicht abzubilden. Damit auch praktisch oxidfreie Oberflächen untersucht werden konnten, wurde die Plexiglaskammer mit Inertgas geflutet, ein leichtes Vakuum gezogen und wieder mit Inertgas geflutet. Diese Abfolge wurde insgesamt drei Mal wiederholt, so dass von einer nahezu reinen Atmosphäre aus Inertgas ausgegangen werden kann.

- Argon (99,999 %)

Der Einfluss von Flüssigkeiten - insbesondere wässrigen Elektrolyten - wie sie für die elektrochemische Oxidreduktion benötigt werden, wurden durch

- destilliertes Wasser (analytisch rein) und
- Kaliumchlorid-Lösung (0,1 mol)

überprüft. Die Flüssigkeiten wurden während der Versuche durch die Flüssigkeits-Zelle gepumpt und dabei mit Argon gespült, um den Sauerstoffgehalt zu minimieren. Dabei wurde der Sauerstoffgehalt nach 5 min von etwa 95 % (8,8 mg/L bei 18 °C) auf 6 % gesenkt (0,6 mg/L bei 17 °C).

### Ergebnisse und Diskussion

Der Einfluss von vier Umgebungsmedien auf das Pressschweißverhalten von Kupfer-Bruchflächen wurde an zylindrischen Zugproben untersucht. In Tab. 5.6 sind die wesentlichen Versuchsergebnisse repräsentativer Proben zusammengefasst. Die Zugfestigkeit der Kupferproben wurde anhand von Versuchen mit 660 N/mm<sup>2</sup> bis 700 N/mm<sup>2</sup> ermittelt (bezogen auf den Ausgangsquerschnitt). Die Bruchdehnung betrug dabei bis zu 20 %.

In den Versuchen mit Luft - als sauerstoffhaltige Atmosphäre - konnte unter den gegebenen Bedingungen keine Pressschweißverbindung aufgebaut bzw. gemessen werden. Mikroskopiebilder der Oberfläche nach dem Zugversuch unter Argon deuten auf eine insg. kleine Kontaktfläche hin, die sich deutlich durch umgeformte Bereiche hervorhebt. Aus dem Durchmesser dieser „sichtbaren“ Kontaktfläche wurde eine Fläche von 2,46 mm<sup>2</sup> gemessen. Dabei ist erkennbar, dass beim erneuten Pressen nicht die gesamte Fläche in Kontakt stand, sondern nur etwa ein

Drittel. Die Oxidation der Oberfläche verhindert in diesem Fall eindeutig den Aufbau von Pressschweißverbindungen. Im Gegensatz dazu, konnte durch den Einsatz einer Argon-Atmosphäre die Oxidation der Bruchflächen effektiv verhindert werden.

In den Versuchen unter Flüssigkeiten konnte sowohl in destilliertem Wasser als auch in der Kaliumchlorid-Lösung der Aufbau eines Pressschweißverbundes beobachtet und eine anschließende Prüfkraft im Zugversuch ermittelt werden. Die größte Prüfkraft für pressverschweißte Proben konnte unter Argon gemessen werden. Wird für einen Vergleichswert der Ausgangsquerschnitt  $A_0$  als Verbundfläche zugrunde gelegt, ergibt sich eine Verbundfestigkeit von  $\sigma_{b \text{ Argon}} = 51 \text{ N/mm}^2$ . Für das Pressschweißen in destilliertem Wasser und der Kaliumchloridlösung liegt die Verbundfestigkeit erwartungsgemäß niedriger bei  $40 \text{ N/mm}^2$  bzw.  $34 \text{ N/mm}^2$ . Da die wahre Verbundfläche unbekannt ist, dienen diese Werte nur dem quantitativen Vergleich.

Der besondere Oberflächenzustand der Bruchflächen beeinflusst das Versuchsergebnis deutlich. Unter einfacher Luft-Atmosphäre führt die Oxidation zu einer starken Minderung der Oberflächenaktivität, sodass kein Pressschweißverbund aufgebaut werden konnte. Zwei mögliche Ursachen sind dabei denkbar: i) die Dehnung der Oberfläche führte zu keiner effektiven Oberflächenvergrößerung und dem Versagen der neu ausgeformten Oxidschicht, ii) der lokale Kontaktdruck war nicht ausreichend, um eine Extrusion des Werkstoffes durch die Risse in der Oxidschicht zu ermöglichen. Aus den Ergebnissen beim Pressschweißen in Flüssigkeiten kann in diesem Zusammenhang ein zu geringer Kontaktdruck ausgeschlossen werden. Bei nahezu identischen Umformbedingungen konnten sowohl in reinem Wasser als auch in 0,1 mol KCl-Lösung Pressschweißverbindungen aufgebaut werden. In beiden Fällen wurde die Flüssigkeit entgast, um den verbleibenden Sauerstoff auszutreiben. Die Neubildung der Oxidschicht wurde so effektiv durch den verringerten Sauerstoffgehalt der Lösung verlangsamt. Im betrachteten Zeitfenster von 5 s fand demnach eine deutlich geringere Oxidation der Oberflächen statt. Dieser Effekt wird durch die Oberflächenrauheit noch verstärkt, weil sie die Benetzung der Oberfläche mit dem Wasser erschwert.

Tabelle 5.6: Haftungskoeffizient  $\chi$  von Kupfer-Bruchflächen unter Einfluss verschiedener Umgebungsmedien,  $\sigma_{f0} = 450 \text{ N/mm}^2$ . In Teilen veröffentlicht in [172]

Medium	$F_0$ in N	$F_1$ in N	$F_2$ in N	$\chi$	$\sigma_{F_1} / \sigma_{f0}$	$F_1 / A_0$ in $\text{N/mm}^2$	$\Delta$ in %
Luft	1677	1945	0	0	1,95	0	
Argon	4559	5300	326	0,062	1,84	51	0
dest. Wasser	1872	2016	146	0,073	1,23	40	-21
0,1 mol KCl	3085	3041	157	0,052	1,45	34	-33

Die Versuche zum Pressschweißen von zylindrischen Proben unter Immersion konnten zeigen, dass sich Pressschweißverbindungen auch unter erschwerten Bedingungen herstellen lassen. Ausschlaggebend ist dabei, dass die Verdrängung des Mediums möglich ist und der Sauerstoffgehalt für einen effektiven Prozess auf ein Minimum gesenkt wird. Eine elektrochemische Aktivierung der Oberfläche wäre damit möglich und könnte die Wirkung der elektrochemischen Aktivierung hinsichtlich minimaler Transferzeiten gegenüber sequentiellen Behandlungsstrategien noch einmal verbessern.



## 6 Pressschweißen von beschichteten Blechoberflächen

Die Auswirkungen einer elektrochemischen Aktivierung der Oberflächen wurden in Kapitel 5 auf Seite 57 am Beispiel von Kupfer und Überlapp-Verbindungen dargestellt und diskutiert. Die kathodische Oxidreduktion der natürlichen Kupferoxidgruppen führte dabei zu einer deutlichen Verbesserung der Verbundfestigkeit bei gleicher Dickenreduktion. Wie in Abschnitt 2.5.1 auf Seite 26 beschrieben, bieten elektrochemische Oberflächentechnologien neben modifizierenden bzw. abtragenden Behandlungen, auch die Möglichkeit eine definierte Deckschicht abzuscheiden (Elektrodeposition). Das Potential von gezielt aufgetragenen metallischen Deckschichten soll in diesem Kapitel untersucht werden. Dazu wurden metallische und organische Beschichtungen und ihre Auswirkungen auf die Verbundfestigkeit beim inkrementellen Walzen untersucht.

Neben der mechanischen und strukturellen Modifikation der Oberfläche besteht auch die Möglichkeit, Oberflächen durch makroskopische Veränderungen der Geometrie für das Pressschweißen anzupassen. Der Ausgangspunkt dieser Überlegung liegt in der Wirkungsweise von gebürsteten Oberflächen. Diese erleichtern den Aufbau von Pressschweißverbindungen durch ihre Geometrie (Rauheit) zusätzlich. Die stark angeraute Oberfläche bewirkt auf mikroskopischer Ebene große Scherbewegungen zwischen den sich langsam einbnenden Oberflächen. In ähnlicher Weise könnten makroskopische Geometrien und -muster auf der Oberfläche eine Wirkung konzentrieren und damit effektivieren.

Das elektrochemische Abscheiden von Deckschichten wird vor allem in der Galvanik eingesetzt, um metallische Beschichtungen herzustellen (z. B. zum Korrosionsschutz). Für das Pressschweißen erfüllen Deckschichten die Funktion einer aktiven oder passiven Beschichtung (siehe Abschnitt 2.5 auf Seite 22). BAY, ZHANG und JENSEN beschreiben

- aktive Beschichtungen als haftvermittelnde Schicht zwischen zwei Werkstoffen, die ohne eine Beschichtung nicht oder nur unzureichend miteinander verschweißen würden;
- passive Beschichtungen verhindern die unerwünschte Kontamination der Oberflächen durch Oxidation, Diffusion und andere Ablagerungen, die einen Verbindungsaufbau erschweren oder unterbinden. [90]

Als passive Beschichtungen für das Pressschweißen nennen BAY, ZHANG und JENSEN die kaltverfestigte Schicht durch das mechanische Bürsten und die Beschichtung von Aluminium mit Nickel [90]. Aktive Beschichtungen werden von BAY, ZHANG und JENSEN nur als theoretisch möglich aufgeführt.

### 6.1 Einfluss organischer Haftvermittler auf die Verbundfestigkeit

Aktive Beschichtungen für das Pressschweißen sind aus einer metallischen Deckschicht für den Einsatz unter normaler Atmosphäre nicht herstellbar. Eine Alternative bieten z. B. Organische Haftvermittler. Im Gegensatz zu konventionellen Klebstoffen, deren Haftung auf Adhäsion basiert, können sie z. B. eine kovalente Bindung aufbauen. Damit ist es möglich, eine feste Verbindung zwischen den Oberflächen durch „einfachen“ Kontakt herzustellen. Je nach Typ und Aufbau der haftvermittelnden Schicht kann eine Wärmebehandlung notwendig oder empfehlenswert sein. Organische Haftvermittler schaffen damit zusätzliche Verbindungen zwischen den Oberflächen, sie nehmen keinen Einfluss auf die „klassische“ Pressschweißverbindung. Insgesamt sollten sie zu einer Steigerung der Verbundfestigkeit beitragen, weil die verbundene Fläche  $A_b = A_p + A_h$  sich damit aus dem durch Pressschweißen verbundenen Anteil  $A_p$  und dem durch den Haftvermittler verbundenen Anteil  $A_h$  vergrößert. Das Pressschweißen stellt im Wesentlichen drei Anforderungen an Organische Haftvermittler:

- Hohe Aktivität, ohne Reaktion mit der Atmosphäre
- Beständigkeit unter mechanischer Beanspruchung (Tribosystem)
- Geringe bis keine Beeinträchtigung des Pressschweißverhaltens
- Optional: temperaturbeständig für die Wärmenachbehandlungen des Werkstoffverbundes

Organische Haftvermittler können z. B. mit Silanen aufgebaut sein, einer Silizium-Wasserstoff-Verbindung ( $\text{Si}_n\text{H}_{2n+2}$ ). Silane binden an die freien OH- und COOH-Gruppen an, die auf jeder oxidierten Oberfläche vorliegen (vgl. Abschnitt 2.5 auf Seite 22). Beim Pressschweißen wäre es damit denkbar, eine zusätzliche Bindung zwischen den Oberflächenteilen mit bestehender Oxidschicht aufzubauen. Im Rahmen dieser Arbeit konnten zwei unterschiedliche Beschichtungen auf Silanbasis untersucht werden.

#### Experimentelles

Der Einfluss organischer Haftvermittler wurde mit den Silan-Haftvermittlern (3-Mercaptopropyl)trimethoxysilane (MPTMS) für Kupfer-Aluminium-Verbunde und mit 1,2-Bis(triethoxysilyl)ethane (BTSE) für Aluminium-Stahl-Verbunde untersucht [173, 174].

Die MPTMS Beschichtung wurde im Tauchverfahren (dip-coating) auf die polierte Kupferoberfläche aufgebracht (120 mm × 10 mm × 1 mm). Aluminium- und Kupferoberflächen wurden nach dem Polieren (bis 4000er Körnung) in drei Schritten im Ultraschallbad gereinigt (Tetrahydrofuran, Isopropanol und Ethanol), mit vollentsalztem Wasser abgespült und mit Stickstoff getrocknet. Die Kupferoberfläche wurde zusätzlich für 2 min in 5 % Aminosulfonsäure gebeizt, bevor die MPTMS-Beschichtung abgeschieden wurde. Anschließend wurden die Proben durch

inkrementelles Walzen umgeformt, um einen Verbund durch Pressschweißen herzustellen. Um die Vernetzung der MPTMS-Beschichtung sicherzustellen, wurden die Proben anschließend bei 200 °C für 1 h unter Stickstoff wärmenachbehandelt. Genaue Angaben zur chemischen Herstellung der MPTMS-Beschichtung sind in [173] veröffentlicht.

Die BTSE-Beschichtung wurde auf der fein angeschliffenen Stahloberfläche abgeschieden (Nassschleifpapier P120). Details zur Herstellung und Abscheidung der BTSE-Beschichtung sind in [174] veröffentlicht. Die Aluminiumoberflächen wurden in dieser Versuchsreihe nur gebeizt (10 % NaOH, 50 °C für 2 min).

## Ergebnisse und Diskussion

Die Untersuchung zum Einfluss einer haftvermittelnden organischen Beschichtung mit MPTMS auf der Kupferoberfläche und BTSE auf der Stahloberfläche zeigte eine deutliche Steigerung der ermittelten Verbundfestigkeit, bzw. ermöglichte in der MPTMS-Versuchsreihe erst den Aufbau von Verbunden. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Abb. 6.1 und Tab. 6.1 und 6.2 auf den Seiten 85–87 dargestellt.

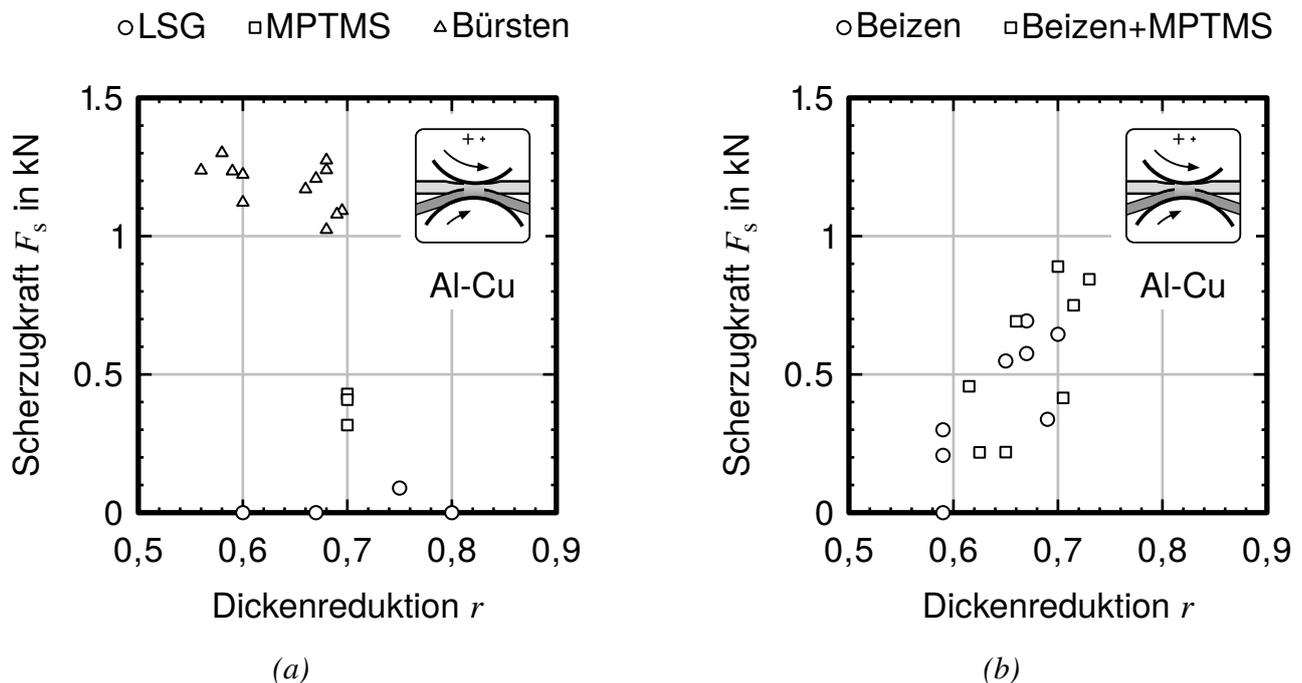


Abbildung 6.1: Einfluss der MPTMS-Beschichtung auf die Scherzugkraft von Aluminium-Kupfer-Pressschweißverbunden, hergestellt durch inkrementelles Walzen

An Proben, deren Oberflächen nur mit Lösemittel gereinigt wurden, konnte in der durchgeführten Versuchsreihe kein messbarer Pressschweißverbund aufgebaut werden. Nach einer Beschichtung mit einer dünnen MPTMS-Deckschicht hingegen baut sich ein tragfähiger Ver-

bund auf. Im Vergleich der Vorbehandlungen ist das Beizen als Vorbereitung für die MPTMS-Beschichtung deutlich wirksamer als die Reinigung mit Lösemitteln (vgl. Abb. 6.1a und 6.1b). Das Aufbringen der MPTMS-Beschichtung auf gebeizten Oberflächen steigerte die maximale Scherzugkraft von 693 N auf 890 N um 28 %.

*Tabelle 6.1:* Ergebnisse der Scherzug-Prüfung von Aluminium-Kupfer-Verbunden mit MPTMS-Beschichtung ( $s_0 = 2 \text{ mm}$ ,  $s_1 = 0,6 \pm 0,5 \text{ mm}$ )

Bezeichnung	Schwellwert $r_{th}$	$\Delta$ in %	$F_{s \max}$ in N	$r_{Fs \max}$
Lösemittelreinigung	0,63	ref.	90	0,63
Beizen	0,59	-26	693	0,67
Bürsten	0,56	-50	1301	0,58
Cu-MPTMS	0,62	-23	890	0,70

Die Auswirkung der MPTMS-Beschichtung auf das Pressschweißverhalten von Aluminium-Kupfer-Verbunden kann in den folgenden Punkten zusammengefasst werden:

- geringerer Schwellwert als eine Lösemittelreinigung
- höhere „Gesamtaktivität“ der Oberfläche durch zusätzliche Bindungsform (Oxid-Beschichtung-Oxid)

Die Eigenschaften der MPTMS-Beschichtung und ihr Zusammenspiel mit der nativen Oxidschicht sind ein Ansatzpunkt für weitere Forschung, um ihre Wirkung besser zu verstehen und ggf. den Ablagerungsprozess zu optimieren. Anhand der in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse scheint die Beschichtung keinen negativen Einfluss auf die Schweißbarkeit zu haben.

Die Versuche zur BTSE-Beschichtung auf Stahl für das Pressschweißen von Stahl-Aluminium-Verbunden zeigten ebenfalls eine positive Wirkung der haftvermittelnden Beschichtung. Die Versuchsergebnisse sind in Tab. 6.2 in einer Übersicht dargestellt und im Vergleich zu Referenzproben unterschiedlicher Vorbehandlungen eingeordnet. Durch den Auftrag der BTSE-Beschichtung konnte die maximale Scherzugkraft von 704 N auf 1233 N um 75 % erhöht werden. Betrachtet man nur den Zuwachs von 529 N und legt die Umformzone als Verbundfläche zugrunde, ergibt sich für die Beschichtung eine Scherzugfestigkeit von  $\tau_s = 4,1 \text{ N/mm}^2$  ( $A_v = l_u \cdot b_1 = 127,5 \text{ mm}^2$ ). Vergleichswerte für die Scherzugfestigkeit einer reinen BTSE-Beschichtung auf molekularer Ebene sind bisher nicht veröffentlicht, aber Untersuchungen die BTSE als zusätzlichen Haftvermittler einsetzen geben Scherzugfestigkeiten von  $5 \text{ N/mm}^2$  bis  $8 \text{ N/mm}^2$  an [175, 176]. SONKUL berichtet in seiner Untersuchung zur

Herstellung von Mikrofluidsystemen über dünne BTSE-verbundene Kunststoffteile aus PMMA und PDMS und bestimmt aus dem dreipunkt-Biegeversuch eine Scherfestigkeit des Verbundes von mindestens  $9,85 \text{ N/mm}^2$  [177].

*Tabelle 6.2:* Ergebnisse der Scherzug-Prüfung von Aluminium-Stahl-Verbunden mit BTSE-Beschichtung, Wärmenachbehandlung (WB) bei  $200 \text{ °C}$  für 1 h ( $s_0 = 2 \text{ mm}$ ,  $s_1 = 0,60 \pm 0,05 \text{ mm}$ , Dickenreduktion  $r = 70 \%$  Stegbreite:  $b_W 7,5 \text{ mm}$ )

Vorbehandlung		WB	$F_{s \max}$ in N	$\Delta F_s$ in %
Aluminium	Stahl			
Bürsten	Bürsten		1342	+91
Bürsten	Bürsten	X	1387	+91
Beizen	Schleifen P120	X	704	ref.
Beizen	El. chem. Aufrauung	X	765	+9
Beizen	BTSE-Beschichtung	X	1233	+75

## 6.2 Einfluss metallischer Beschichtungen auf die Verbundfestigkeit

Zur Untersuchung des Pressschweißverhaltens von Stahl und Aluminium mit metallischen Beschichtungen, wurden jeweils homogene Paare durch inkrementelles Walzen umgeformt und die Verbundfestigkeit gemessen. Mit den Werkstoffen Stahl und Aluminium werden zwei grundlegend unterschiedliche Oberflächen und deren native Deckschichten betrachtet. Während die Aluminiumoberfläche eine sehr harte, geschlossene und spröde Oxidschicht bildet, ist die Oberfläche von unlegiertem Stahl mit einer vglw. porösen Schicht belegt.

Im Folgenden sind die Versuchsergebnisse zum Pressschweißen von Stahl-Aluminium-Verbunden durch inkrementelles Walzen mit den drei untersuchten Beschichtungen aus Kupfer, Chrom und Nickel dargestellt.

### 6.2.1 Pressschweißen mit Kupfer-Beschichtung

Die untersuchten Stahlproben mit einer Kupfer-Beschichtung mit  $0,2 \mu\text{m}$  und  $1 \mu\text{m}$  Dicke zeigten nach der Umformung keinen Pressschweißverbund. Bei wenigen Versuchsproben konnte eine geringe Haftung beobachtet werden, die jedoch nicht ausreichte, um eine Scherzugprüfung durchzuführen. Die Proben versagten bei der Entnahme aus dem Versuchswerkzeug oder beim Einspannen in die Spannbacken der Universalprüfmaschine. In der Analyse der Kontaktflächen, konnte für beide Schichtdicken kein deutliches Versagensmuster identifiziert werden. Dies könnte auf die Haftungsfestigkeit der Beschichtung zurückgeführt werden. Ein Indikator dafür

ist die leichte Delamination der Beschichtung in Bereichen außerhalb der eigentlichen Füge- bzw. Umformzone bei mechanischer Beanspruchung.

An der Oberfläche der Aluminiumproben zeigte die Kupfer-Beschichtung ein Versagensmuster durch Risse senkrecht zur Haupt-Fließrichtung (Abb. 6.3a und 6.3b auf Seite 90). In allen Fällen haftet die Kupfer-Beschichtung nach der Scherzugprüfung nur noch auf einer Probenhälfte, d. h. die Kupfer-Beschichtung löst sich von einer Aluminiumoberfläche und verbleibt als eine Kupferschicht auf der zweiten Aluminiumoberfläche. In Abb. 6.3c und 6.3d sind die beiden Oberflächen der Fügezone eines Probenpaares dargestellt, der Übertrag der Kupfer-Beschichtung auf eine Oberfläche ist deutlich sichtbar. Der Gesamtablauf des Pressschweißens und der sichtbare Zustand nach der Scherzugprüfung sind in Abb. 6.7a auf Seite 95 schematisch dargestellt. Das Versagen der Deckschichten wird durch das Aluminiumoxid und die kaltverfestigte Schicht dominiert und nicht durch das Kupferoxid beeinflusst. In Abb. 6.3f auf Seite 90 sind die Risse in der Oxidschicht der Aluminiumoberfläche deutlich erkennbar. Die Fragmente der Kupfer-Beschichtung orientieren sich an diesen Rissen. Die Delamination der Beschichtung an den Kanten der entstandenen Fragmente ist in Abb. 6.3f auf Seite 90 dargestellt und wurde bei den zuvor gebürsteten Oberflächen und der dargestellten Referenzoberfläche ohne die Vorbehandlung Bürsten beobachtet.

Die Hauptursache für den geringen Einfluss der Beschichtung aus Kupfer ist die signifikant geringere Festigkeit der Beschichtung im Vergleich zum Aluminiumoxid und der darunterliegenden kaltverfestigten, gebürsteten Schicht. Dies zeigt sich auch im identischen Verlauf der Scherzugkraft über die Dickenreduktion mit 1 µm und 2 µm Beschichtungsdicke in Abb. 6.2. Der Schwellwert steigt mit der Kupfer-Beschichtung auf den Wert von gebürsteten Kupferoberflächen (55 %, s. Abschnitt 5.2.1 auf Seite 71).

Tabelle 6.3: Übersicht der Ergebnisse zum Pressschweißen von Stahl und Aluminium mit Kupfer-Beschichtung

Werkstoff	Beschichtung	Beschichtungsdicke in µm	$F_{s\max}$ in N	$r_{Fs\max}$
Stahl	Kupfer	0,2	0	0
		1	0	0
Aluminium	Kupfer	1	984	0,72
		2	924	0,68
	Kupfer, nicht gebürstet	1	302	0,70

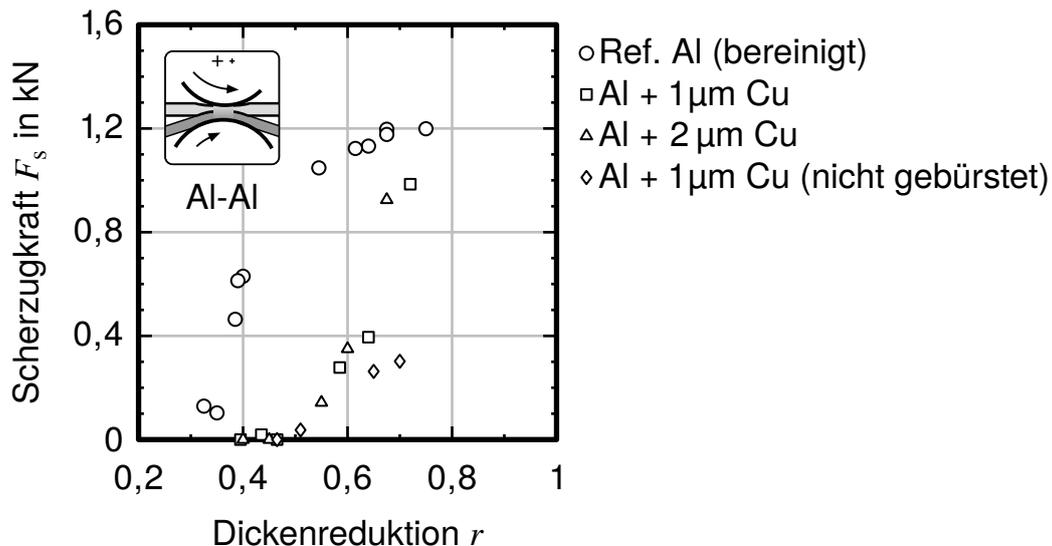


Abbildung 6.2: Abhängigkeit der Scherzugkraft über die Dickenreduktion von Aluminiumverbunden mit Kupfer-Beschichtung, hergestellt durch inkrementelles Walzen

### 6.2.2 Pressschweißen mit Chrom-Beschichtung

Die Chrom-Beschichtung der Stahloberfläche mit 0,2  $\mu\text{m}$  und 1  $\mu\text{m}$  Beschichtungsdicke verminderte die Schweißbarkeit in den durchgeführten Versuchen ebenfalls so stark, dass kein tragfähiger Verbund für eine Scherzugprüfung hergestellt wurde. In Abb. 6.4 auf Seite 91 sind die Mikroskopieaufnahmen der beiden Beschichtungsdicken dargestellt. Auf beiden Oberflächen sind Versagensmuster in der Deckschicht erkennbar (verästelte Rissstrukturen), jedoch deutlich weniger ausgeprägt bzw. feingliedriger als bei der Kupfer-Beschichtung. Diese Beobachtung deckt sich mit den Beobachtungen von ZHANG zum Walzplattieren von Stahl mit einer Beschichtung aus Hartchrom [75].

Die geringe Duktilität der Chrom-Beschichtung [75] ermöglicht ein sehr feingliedriges Versagen in kleine Fragmente und verhindert eine konzentrierte Extrusion des Stahls durch die Zwischenräume. Entsprechend der in Abschnitt 5.2.1 auf Seite 71 vorgestellten Zusammenhänge zwischen der Schichtdicke, der Rissbreite und dem Extrusionsdruck, steigt der benötigte Extrusionsdruck bei fester Schichtdicke mit kleinerer Rissbreite exponentiell an. Das Verhalten der Chrom-Beschichtung ist in Abb. 6.7b auf Seite 95 schematisch dargestellt. Dem Aufbau einer Pressschweißverbindung stehen im dargestellten Fall einer mit Chrom beschichteten Stahloberfläche zwei wesentliche Effekte entgegen: die hohe Duktilität der nativen Oxidschicht auf der Stahloberfläche und die kleine Rissbreite der Chrom-Beschichtung.

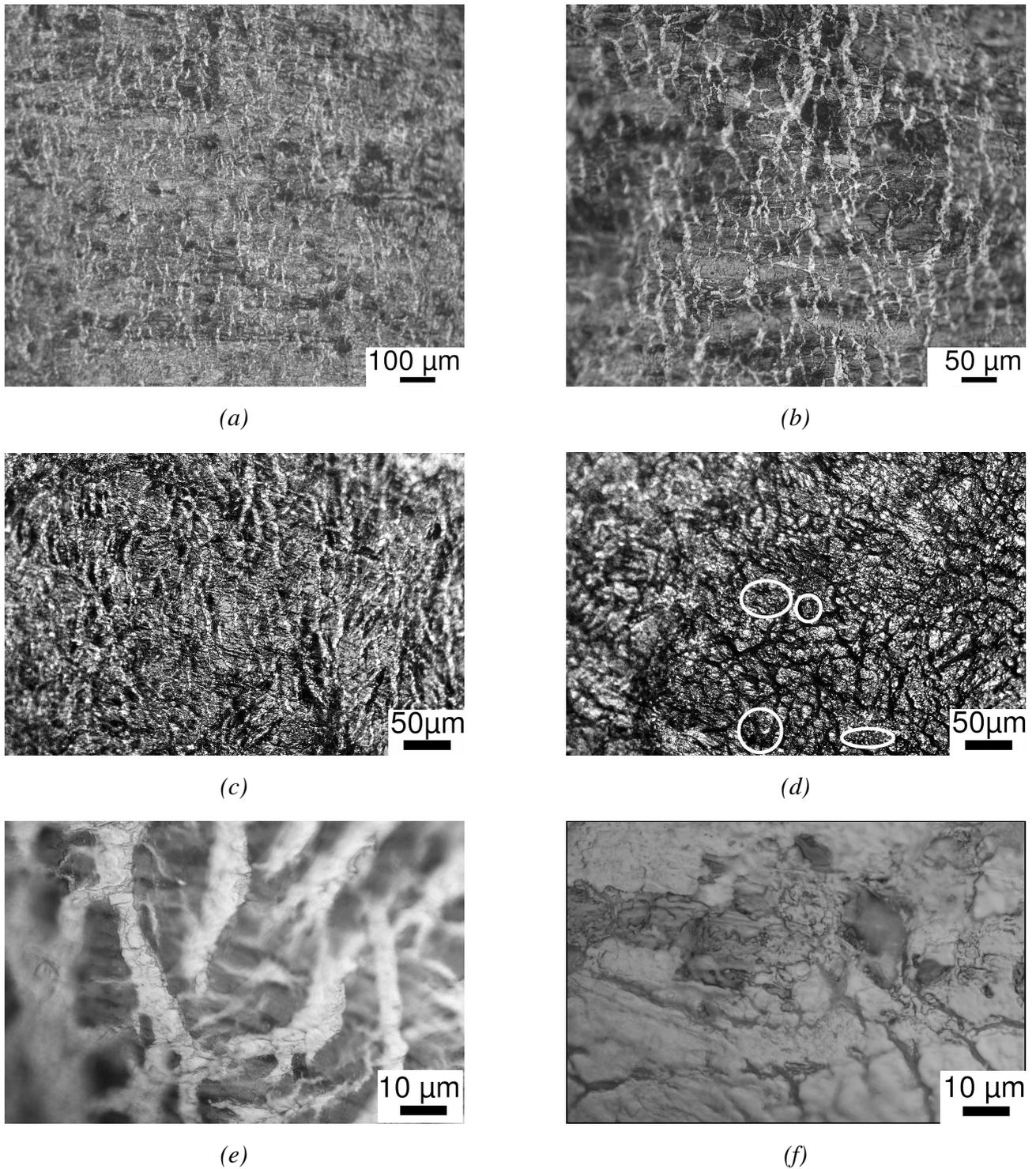


Abbildung 6.3: Oberflächen der Fügezone einer Aluminium-Pressschweißverbindung mit Kupfer-Beschichtung nach dem Scherzugversuch: Bruchverhalten der Kupfer-Beschichtung bei 65 % Dickenreduktion (a+b), zwei gegenseitige Oberflächen bei 62,5 % Dickenreduktion (Markierung zeigt übertragene Kupferpartikel) (c+d), Ansätze von Delamination (Schichtdicke 1 µm, kein Bürsten, 65 % Dickenreduktion) (e), Rissausbreitung in der Aluminiumoberfläche (Schichtdicke 2 µm, 56 % Dickenreduktion) (f)

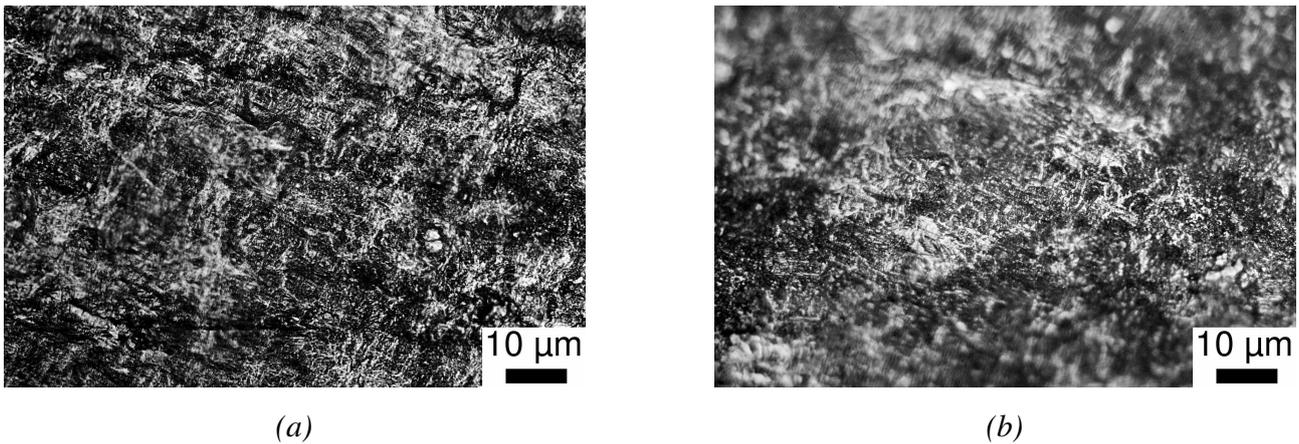


Abbildung 6.4: Oberflächen eines Stahlverbundes mit Chrom-Beschichtung, (a) Schichtdicke  $0,2 \mu\text{m}$  bei  $63,5\%$  Dickenreduktion (b) Schichtdicke  $1 \mu\text{m}$  bei  $65,5\%$  Dickenreduktion

### 6.2.3 Pressschweißen mit Nickel-Beschichtung

In den durchgeführten Versuchen wurden Aluminium und Stahlproben mit einer Beschichtung aus Nickel versehen. In beiden Versuchsreihen wurden Pressschweißverbunde festgestellt. Die Stahlproben wiesen jedoch eine so geringe Festigkeit auf, dass die ermittelten Scherzugkräfte nicht gewertet wurden ( $\leq 50 \text{ N}$ ), Tab. 6.4 stellt die Versuchsergebnisse in einer Übersicht dar.

Die Beschichtung der Aluminiumoberfläche mit Nickel führte zu keiner deutlichen Steigerung der ermittelten Scherzugfestigkeit. Das Pressschweißverhalten der Nickel-Beschichtung auf Aluminium entspricht deshalb dem einer gebürsteten Oberfläche. Dies wird besonders im Vergleich der Referenzproben (gebürstet) und der beschichteten Proben ohne vorheriges Bürsten deutlich: die ermittelten Scherzugkräfte je Dickenreduktion sind praktisch identisch (Beschichtungsdicke  $8 \mu\text{m}$ ). Die Beschichtungsdicke wirkt sich im untersuchten Bereich mit abnehmender Dicke negativ auf die Scherzugkraft aus. Aus den dargestellten Versuchsergebnissen kann auf Grund der beobachteten Streuung an dieser Stelle kein eindeutiger Zusammenhang abgeleitet werden. Der Trend entspricht jedoch den Erwartungen hinsichtlich der in Abschnitt 5.2.1 auf Seite 71 dargestellten Auswirkungen der Schichtdicke.

Die Bruchflächen und Längsschliffe der Verbunde zeigen eine ausgeprägte und deutlich sichtbare Versagensstruktur der Nickel-Beschichtung. In Abb. 6.6a auf Seite 94 ist die Oberfläche einer Probe nach dem Scherzugversuch dargestellt. Die großen Fragmente der Beschichtung sind deutlich sichtbar und zeigen das erwartete Versagensmuster (große Fragmente, breite Risse). Noch deutlicher stellt sich der Zusammenhang zwischen den Fragmenten der Beschichtung und den dazwischen entstandenen Rissen in Abb. 6.6b auf Seite 94 dar. Über die dargestellte Bildbreite von  $175 \mu\text{m}$  sind in der Nickel-Beschichtung acht Fragmente erkennbar, von denen

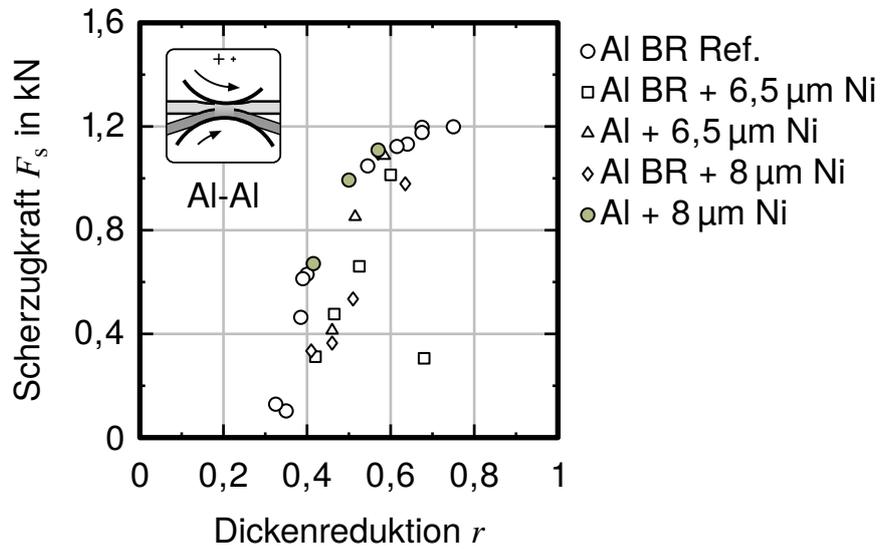


Abbildung 6.5: Schervzugkraft in Abhängigkeit der Dickenreduktion beim Pressschweißen von Aluminium mit Nickel-Beschichtung

Tabelle 6.4: Ergebnisse zum Pressschweißen von Stahl und Aluminium mit Nickel-Beschichtung

Werkstoff	Beschichtung	Schichtdicke in $\mu\text{m}$	$F_{s\text{max}}$ in N	$r_{F_s\text{max}}$
Stahl	Nickel	6,5	0	0,68
		10	0	0,83
Aluminium	Nickel	6,5	1013	0,60
			1109	0,50
	Nickel ungebürstet	8	924	0,68
			1087	0,59

sieben in Gänze sichtbar sind. Diese sieben Fragmente decken eine Bildbreite von  $95\ \mu\text{m}$  ab, zwischen denen sich eine Rissbreite von  $80\ \mu\text{m}$  ergibt. Die durchschnittliche Fragmentbreite entspricht mit  $12\ \mu\text{m}$  und einer gemessenen Beschichtungsdicke im umgeformten Zustand von etwa  $1,3\ \mu\text{m}$  sehr gut dem in Abschnitt 5.2.1 auf Seite 71 beschriebenen Verhältnis aus Schichtdicke und Fragmentbreite von 10 bis 14, hier 9,8.

### 6.3 Diskussion zum Pressschweißen mit metallischen Beschichtungen

Das Pressschweißverhalten von Stahl DCo4 und Aluminium EN AW-1050A H111 mit metallischen Beschichtungen aus Kupfer, Chrom und Nickel wurde an Überlapp-Pressschweißverbunden untersucht und die Auswirkungen der Besiedlungsdichte auf die Verbundfestigkeit anhand der Scherzugkraft ermittelt.

Im Falle einer metallischen Beschichtung auf der nativ ausgebildeten Deckschicht eines Metalls (überwiegend Oxide) sollte das Versagen beider Schichten durch die Deckschicht dominiert werden – eine ausreichende Haftung vorausgesetzt. Dies scheint jedoch dann der Fall zu sein, wenn die aufgebraute Beschichtung deutlich fester ist. Die Kupfer-Beschichtung auf den untersuchten Aluminiumproben ist im Vergleich deutlich weicher (vgl. Tab. 4.2 auf Seite 46) und versagt erst bei wesentlich größeren Dehnungen als das darunterliegende Aluminiumoxid. Eine Rissinduktion durch die Beschichtung findet bei der untersuchten Kupfer-Beschichtung nicht statt bzw. zu einem vernachlässigbar kleinen Anteil.

In Abb. 6.7 auf Seite 95 ist das beobachtete Verhalten der durch Elektrodeposition aufgebrauten metallischen Beschichtungen schematisch dargestellt. Risse in der nativen Deckschicht des darunterliegenden Metalls sind nur angedeutet. Die Beschichtung ist als einheitliche Schicht aus Metall und seiner Oxidschicht dargestellt. Die genaue Zusammensetzung und Struktur kann zwischen den jeweiligen Beschichtungsverfahren unterschiedlich ausfallen.

Die vorgestellten Untersuchungen dieser Arbeit decken sich mit den bekannten Versagensmustern von metallischen Deckschichten [163] beim Pressschweißen und wurden um das Verhalten von Kupfer-Beschichtungen erweitert. Das besonders duktile Verhalten der Kupfer-Beschichtung kann auf den Anstieg der Bruchdehnung durch den hohen Druck während der Umformung zurückgeführt werden. PUGH und GREEN stellen in seinen Untersuchungen bei Zugversuchen eine starke Abhängigkeit der Bruchdehnung vom hydrostatischen Druck fest. Metalle mit kubisch flächenzentrierter Kristallstruktur (Kupfer, Aluminium) wiesen einen annähernd quadratischen Anstieg der Bruchdehnung auf, während Metalle mit hexagonaler Kristallstruktur (Zink, Magnesium) einen schlagartigen Übergang von spröde nach duktil aufwiesen [152].

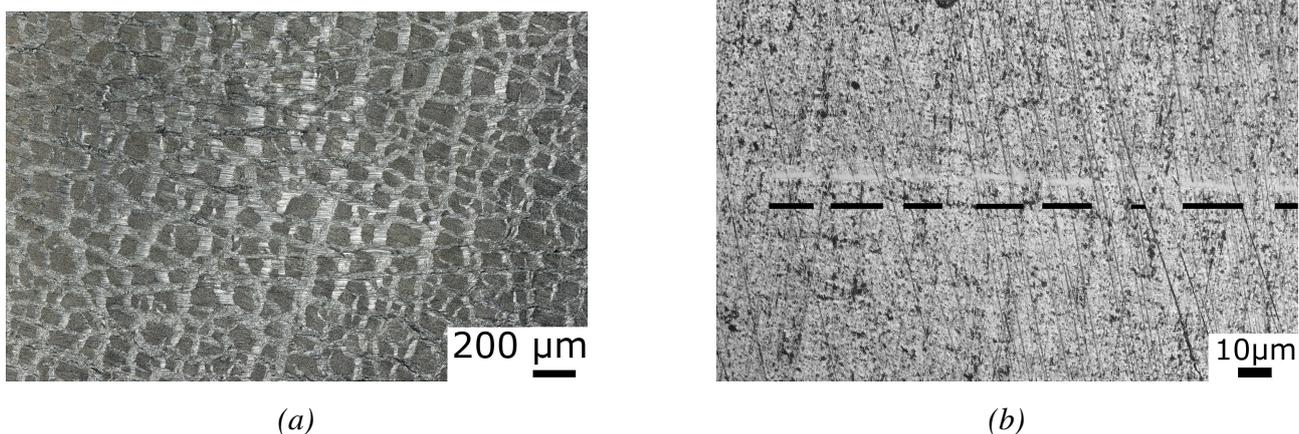


Abbildung 6.6: Oberflächen eines Aluminium-Pressschweißverbundes mit Nickel-Beschichtung: (a) Oberfläche nach dem Scherzugversuch mit  $F_{s\max} = 660\text{ N}$  bei 52,5 % Dickenreduktion und 6,5 µm Beschichtungsdicke, (b) Längsschliff eines Verbundes bei 60 % Dickenreduktion mit sichtbaren Fragmenten der Nickel-Beschichtung (oberhalb der schwarzen Markierung)

### 6.4 Integration einer elektrochemischen Zelle in das Umformwerkzeug

Die Aktivierung von Metalloberflächen für das Pressschweißen durch elektrochemische Oberflächentechnologien erfordert den Einsatz einer elektrochemischen Zelle. Unabhängig von der eingesetzten Technologie (Oxidreduktion, Elektrodeposition, -modifikation) ist eine Zelle mit Elektrolyt und Elektroden erforderlich. Während die konventionelle Galvanik mit Tauchbädern auskommt, sind für eine partielle Anwendung – insbesondere beim Einsatz auf Bauteilen mit wechselnder Geometrie – neue Konzepte erforderlich. Im Rahmen dieser Arbeit wurde deshalb beispielhaft ein Konzept für die partielle elektrochemische Aktivierung von Oberflächen durch eine Aufsatz-Zelle erarbeitet und umgesetzt.

Die elektrochemische Zelle steht im Kontakt zur Blechoberfläche und aktiviert diese in einer werkstoff- und verbundspezifischen Behandlung. Dazu muss die Zelle im Kontakt mit der Metalloberfläche die erforderlichen Umgebungsbedingungen für die elektrochemische Reaktion bereitstellen. Aus dieser Aufgabe lassen sich die Anforderungen an die Zelle ableiten:

- Bereitstellung der Medien (i. d. R. wässrige Elektrolyte)
- Bereitstellung der Elektrodenanordnung (intern oder extern)
- Abdichtung der Medien, insb. bei Unebenheiten und einer Bewegung der Zelle über die Oberfläche
- kleiner Arbeitsraum im Wirkspalt vor dem Umformwerkzeug

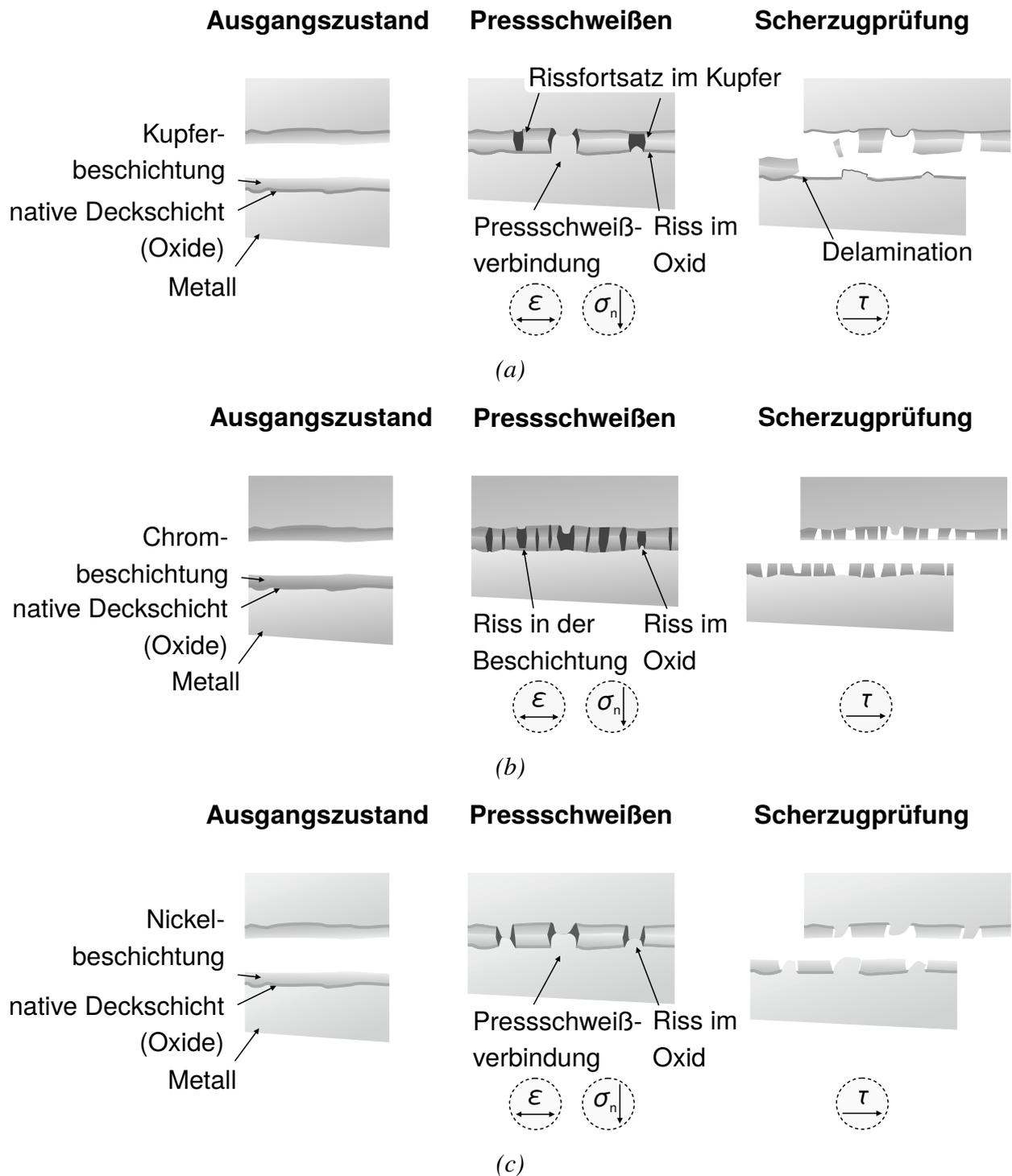
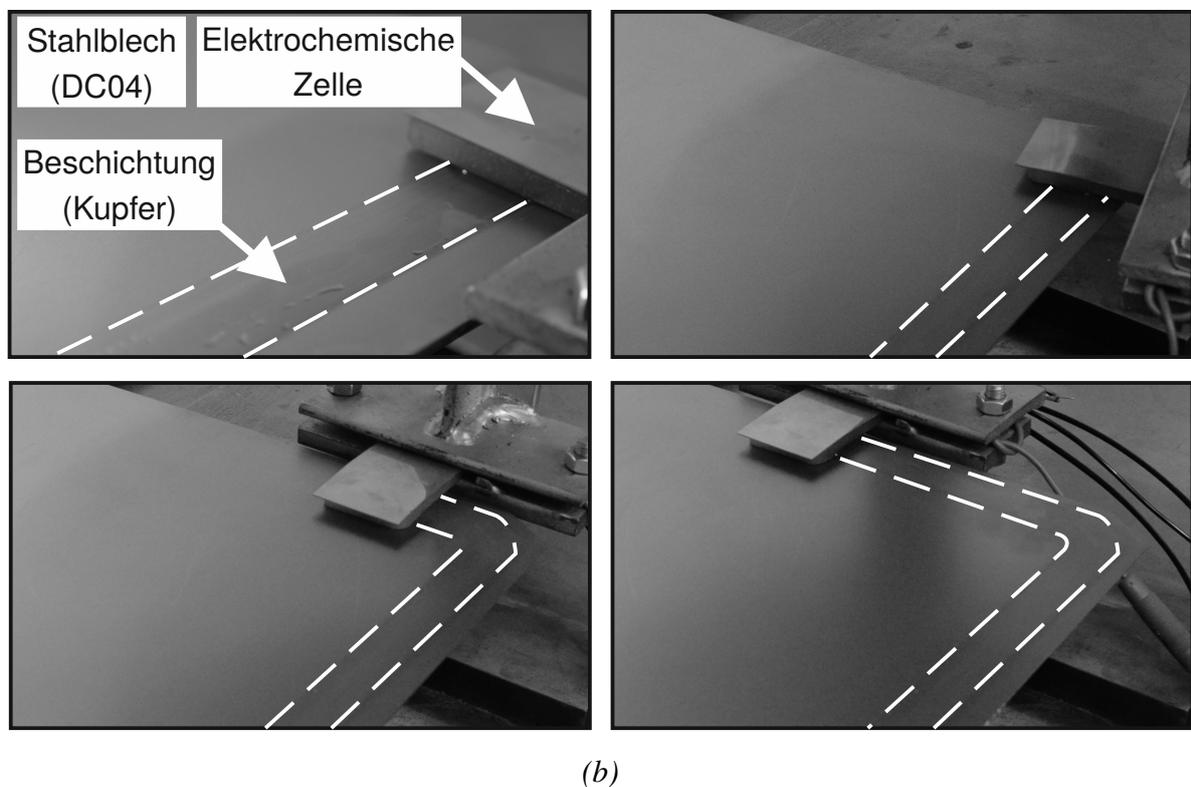
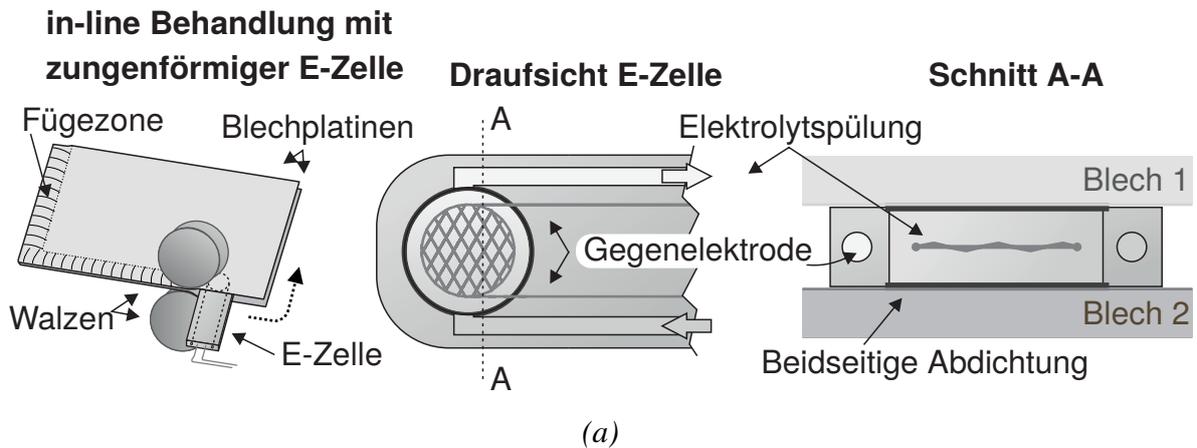


Abbildung 6.7: Schematischer Ablauf des Pressschweißens mit zusätzlichen metallischen Beschichtungen: Ausgangszustand mit einheitlicher Schichtverteilung, Pressschweißen unter Oberflächenzuwachs und hohem Kontaktdruck, Bruchflächen nach der Scherzugprüfung. Beschichtungen: (a) Kupfer, (b) Chrom und (c) Nickel

Eine elektrochemische Zelle im Schweißprozess in-line einzusetzen, d.h. zeitlich und räumlich unmittelbar vor der Umformung, ist immer dann erforderlich, wenn eine zeitliche Abhängigkeit zwischen dem Behandlungsergebnis (der Oberflächenaktivität) und ihrer Wirksamkeit besteht. Ein Beispiel hierfür ist die in dieser Arbeit vorgestellte kathodische Oxidreduktion. Für diesen Einsatz muss die Aktivierung so tief wie möglich in den Walzspalt bzw. die Umformzone hineinreichen. Hierin liegt die wesentliche Beschränkung einer derartigen Anwendung, da sich eine kontrollierte elektrochemische Umgebung (Stromdichte- und Spannungsverteilung, pH-Konzentration etc.) in einem Spalt nicht herstellen lässt. Eine elektrochemische Zelle, die zusammen mit der Umformoperation in ein Gesamtwerkzeug integriert bzw. in Kombination mit einem Umformwerkzeug betrieben wird, kann deshalb nur voreilend betrieben werden (vgl. Darstellung in Abb. 6.8a). Die elektrochemische Zelle „läuft“ unmittelbar vor der Umformzone über die Blechoberfläche(n) und aktiviert dort die Fügeflächen.

Aus diesen Anforderungen wurde eine mögliche Lösung erarbeitet, die in Abb. 6.8a dargestellt ist. Die dargestellte Variante einer elektrochemischen Zelle steht im Kontakt mit beiden Blechoberflächen und führt eine einheitliche Vorbehandlung durch. Als zweite Variante ist die einseitige Behandlung nur einer Oberfläche möglich oder die Trennung der Zellkammer in zwei Behandlungsbereiche, z. B. für unterschiedliche Aktivierungstechnologien. So ließen sich z. B. eine Elektrodeposition und die kathodische Oxidreduktion kombinieren.

Die in Abb. 6.8a dargestellte elektrochemische Zelle ließe sich in einem Umformwerkzeug integrieren oder „stand-alone“ für die partielle Vorbehandlung von Blechplatinen einsetzen. Mit Hilfe von Industrierobotern lassen sich damit auch Platinen, Bauteile oder sogar Zusammenbauten partiell für das Pressschweißen vorbereiten. Im Rahmen dieser Arbeit wurde diese Einsatzmöglichkeit exemplarisch umgesetzt. Zur Beschichtung einer Stahlplatine wurde die Zelle als einfache Variante mit einer Behandlungsseite hergestellt (Silikonguss) und über eine Aufnahme an einem Industrieroboter montiert. In Abb. 6.8b ist die partielle Aktivierung der Stahlplatine durch Elektrodeposition einer Kupfer-Beschichtung dargestellt. Kupfer wurde für diese Demonstration wegen seiner guten Sichtbarkeit und einfachen Handhabung ausgewählt.



**Abbildung 6.8:** (a) Schematische Darstellung einer elektrochemischen Zelle in Form einer „Zunge“ zur Vorbehandlung der Blechoberflächen unmittelbar vor dem Pressschweißen (z. B. durch inkrementelles Walzen) (b) Prozessbeispiel: Auftrag einer partiellen Kupfer-Beschichtung auf Stahl. Die elektrochemische Zelle fährt über die Platine und trägt die Beschichtung mittels Elektrodeposition auf. Bewegt wird die Zelle durch einen Industrieroboter



## 7 Inkrementelles Walzen zum Fügen durch Umformen

Blechplatinen, die aus mehreren Teilen bestehen bzw. zusammengesetzt sind, werden als Tailored und Patchwork Blanks (TB, PB) bezeichnet. Die aktuellen Möglichkeiten zur Herstellung von TB wurden in Abschnitt 2.7 auf Seite 32 vorgestellt. In dieser Arbeit wird für eine mehrteilige Platine, die durch Pressschweißen verbunden wurde, der Begriff Verbundplatine benutzt. Er ist allgemeiner als eine maßgeschneiderte (tailored) Platine und legt den Fokus auf den Verbund zwischen den Teilen.

Nachdem in Kapitel 5 auf Seite 57 der Einfluss von elektrochemischen Verfahren zur Oberflächenaktivierung vorgestellt wurden, liegt der zweite Schwerpunkt dieser Arbeit auf der Untersuchung eines neuen Ansatzes zum umformtechnischen Fügen durch inkrementelles Walzen. Das in dieser Arbeit untersuchte inkrementelle Walzen bezeichnet die lokal begrenzte Umformung durch runde oder abgerundete Werkzeuge in mehreren Schrittfolgen. Dabei ist das eingesetzte Werkzeug und dessen Wirkfläche im Vergleich zur Platine klein und nicht wie z. B. beim Flachwalzen größer (breiter als das Band). Die Umformung der Fügepartner findet damit sehr begrenzt statt (lokal). Die Fügepartner, meist Platinen, werden dabei partiell verbunden und nicht vollflächig. Dies sollte dem Prozess eine große Flexibilität hinsichtlich der zu verarbeitenden Werkstücke ermöglichen (Platinen, Bauteile, Baugruppen). Im Gegenzug erfordert dieser Fügeprozess zunächst grundlegende Untersuchungen, weil nur sehr eingeschränkt auf bestehendes Wissen aus verwandten Prozessen zurückgegriffen werden kann. Darüber hinaus erfordert das Pressschweißen auf Grund der Vielzahl an Wechselwirkungen eine umfassende Analyse und werkzeugseitige Auslegung der Umformzone.

In den folgenden Abschnitten wird zunächst die grundsätzliche Idee hinter dem neuen Prozessprinzip dargestellt. Anschließend werden die wichtigsten Prozessparameter untersucht und Grundlagen für die Auswahl einer geeigneten Prozessstrategie erarbeitet.

### 7.1 Verfahrensbeschreibung

In dieser Arbeit wird nachfolgend ein inkrementeller Ansatz zum Fügen durch Umformen untersucht. Die Schritte der konzeptionellen Entwicklung des Umformprozesses werden in diesem Kapitel zusammen mit den verwendeten Versuchseinrichtungen beschrieben.

Die Idee des inkrementellen Walzens ist in Abb. 7.1a schematisch dargestellt. Kern der Idee ist die schrittweise Umformung von blechförmigen metallischen Werkstoffen. Das Umform-

werkzeug kombiniert eine rollende/walzende Bewegung und die Umformung der Fügepartner durch die Zustellung des Werkzeuges zu einem Fügeprozess. Dabei kann die gesamte Walze exzentrisch gelagert sein und die Umformung ausführen, oder es wird mit einem Formelement auf der Walzenoberfläche gearbeitet (wie dargestellt). Die gemeinsame Umformung soll dabei eine Pressschweißverbindung zwischen den Oberflächen der Fügepartner erzeugen. Nach dem „Setzen“ eines solchen Fügepunktes wird das Werkzeug neu positioniert und ein zweiter Fügepunkt erstellt. So ließen sich durch ein entsprechendes Prozessregime unterschiedliche Fügstellen herstellen: punktförmige und geradlinige, bis hin zu gekrümmten Fügekonturen.

Der Aufbau der Pressschweißverbindung erfordert üblicherweise einen sehr großen Umformgrad. Um die hierbei geforderte Mindestumformung zu reduzieren, sollte eine Oberflächenaktivierung erfolgen. Hier bietet der Einsatz von elektrochemischen Technologien ein großes Potential und wurde deshalb im Rahmen dieser Arbeit untersucht (Abb. 7.1b).

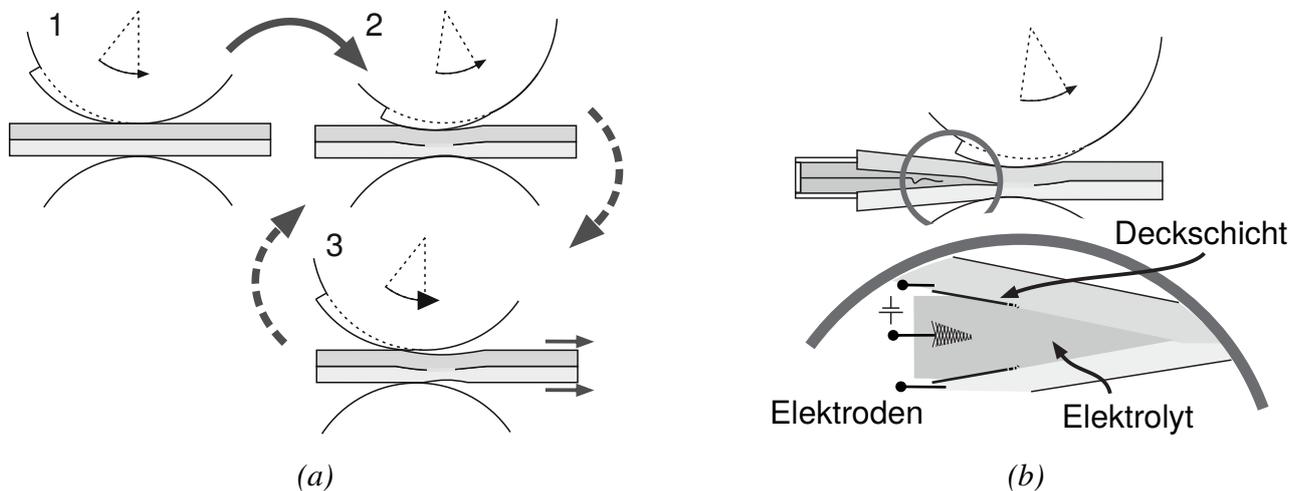


Abbildung 7.1: Schematische Darstellung des inkrementellen Walzens von Blechen und deren elektrochemischer Oberflächenaktivierung: (a) Prozessschritte zum Fügen durch inkrementelles Walzen eines linienförmigen Fügeverbundes, (b) elektrochemische Aktivierung der Oberflächen durch eine im Werkzeug integrierte Zelle

Die Entwicklung eines solchen Umformprozesses spricht eine Vielzahl von Aufgaben an, die im Rahmen dieser Arbeit betrachtet werden. Der Fokus liegt hier stets auf den grundlegenden Zusammenhängen und den wissenschaftlichen Fragestellungen der Umformtechnik. Bereiche wie die Konstruktion, Antriebstechnik und -regelung oder gar Taktzeiten - alles Aspekte einer wirtschaftlichen Nutzbarkeit - sind bewusst nur kurz adressiert; hier liegt folglich stets ein Optimierungspotential. Um ein grundlegendes Verständnis über die Wirkmechanismen

aufzubauen, ist im Folgenden zunächst eine mögliche Werkzeugkinematik beschrieben, mit der die inkrementelle Umformung durch walzende Werkzeuge umgesetzt werden kann.

### 7.1.1 Werkzeugkinematik

Dreht sich ein zylindrisches Werkzeug mit dem Mittelpunkt seiner Achse (M) um eine exzentrisch versetzte Drehachse mit dem Mittelpunkt M', bewegen sich die Mantelpunkte im Raum auf einer Kreisbahn mit dem Radius  $\Delta m$ . Eine Drehbewegung um den Winkel  $\alpha$  verschiebt z. B. den Sockelpunkt P des Kreises in X- und Y-Richtung (in Abb. 7.2 dargestellt gegen den Uhrzeigersinn). Die Auslenkung  $\Delta P$  in den Achsen X und Y kann hierbei analog zur Konstruktion des Einheitskreises als Funktion von Sinus und Kosinus beschrieben werden. Dazu wird die Funktion des Einheitskreises um die Exzentrizität  $\Delta m = |M' - M|$  gestreckt:

$$\Delta P_x = \Delta m (1 - \cos(\alpha)) \quad (7.1)$$

$$\Delta P_y = \Delta m \sin(\alpha) \quad (7.2)$$

Die Werkzeugkinematik ist in Abb. 7.2 dargestellt und wird im Folgenden als Referenz für die Notation aller Gleichungen und Zusammenhänge benutzt, insb. die gewählte Lage der Exzentrizität parallel zur Walzrichtung (X-Achse,  $\Delta s = \Delta P_y$ ). Die exzentrische Walze oder das exzentrische Formelement auf der Walzenoberfläche drehen sich gegen den Uhrzeigersinn und reduzieren damit die unterhalb des Formwerkzeuges positionierten Fügepartner (Auflage und Unterlage). Der Sockelpunkt P befindet sich stets im untersten Punkt der Seitenansicht.

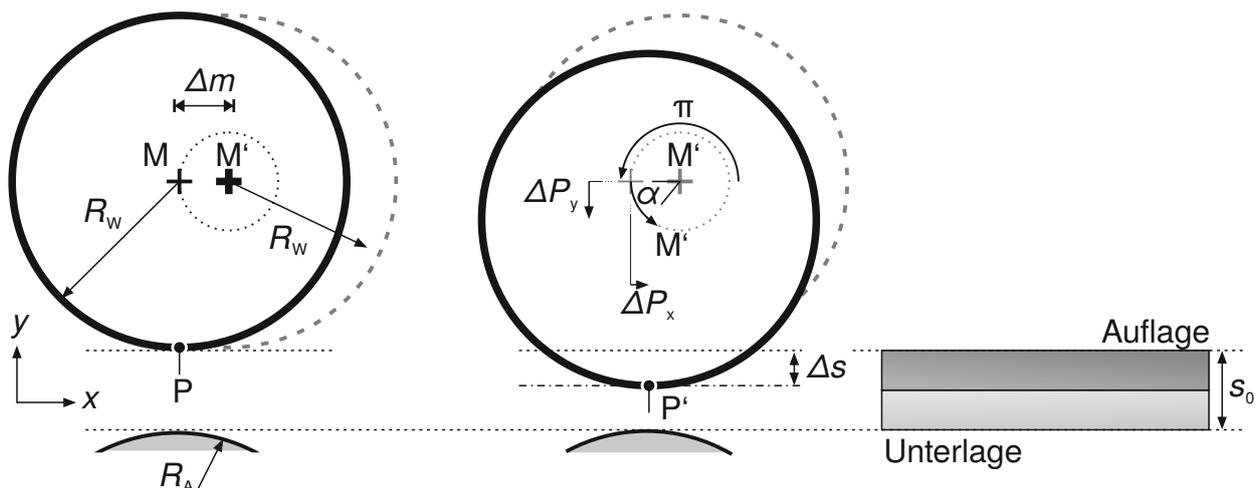


Abbildung 7.2: Schematische Darstellung der Kinematik eines exzentrisch gelagerten Werkzeuges zum Fügen von Blechen durch Umformen

Ein Werkzeug mit dieser Werkzeugkinematik verfügt über die folgenden grundlegenden Gestaltungsmerkmale:

- den Werkzeugradius  $R$ ,
- und die Werkzeugbreite  $b_W$ ,
- und die Exzentrizität  $\Delta m$ .

Aus der Kombination dieser Gestaltungsmerkmale können unterschiedliche Werkzeugformen erstellt werden. Jede Kombination formt die Fügepartner unterschiedlich um und könnte deshalb auf die benötigten Umform- bzw. Pressschweißbedingungen eingestellt werden. Für das Ziel des Pressschweißens von Oberflächen während der Blechumformung lässt sich für die Umformzone zunächst der log. Umformgrad in Abhängigkeit des Drehwinkels der Walze ableiten:

$$\varphi_y(\alpha) = \ln(s_1(\alpha)/s_0) = \ln \frac{s_0 - \Delta m \sin(\alpha)}{s_0} \quad (7.3)$$

Der maximal Drehwinkel  $\alpha_{\max}$  für  $s_1 = 0$  ergibt aus Gl. 7.4.

$$\alpha_{\max} = \arcsin\left(\frac{s_0}{\Delta m}\right) \approx \frac{s_0}{\Delta m} \quad \text{für } \Delta m \geq 2s_0 \quad (7.4)$$

Die in Veröffentlichungen zum Pressschweißen meist verwendete Dickenreduktion  $r$  (Total Reduction) ist ein Äquivalent der bezogenen Stichabnahme  $\varepsilon_h$  (Gl. 7.5). Die freigelegte Oberfläche  $Y$  (Surface Exposure, Gl. 2.13 auf Seite 17) lässt sich für das inkrementelle Walzen nur unter vereinfachten Randbedingungen bestimmen, weil sie von den lokal wirkenden Fließbedingungen abhängt. Im ebenen Formänderungszustand kann die neue Oberfläche  $A_1$  nach Gl. 7.6 ermittelt werden, wobei keine konstante Verbunddicke vorliegt und sich die Oberfläche und insb. ihr Zuwachs nicht gleichmäßig verteilen (Werkzeugbreite  $b_W$ ). Eine Untersuchung zur Wechselwirkung zwischen der Werkzeugform und der freigelegten Oberfläche ist in Abschnitt 7.2.2 auf Seite 130 dargestellt.

$$r = \frac{s_0 - s_1}{s_0} = \frac{\Delta m \sin(\alpha)}{s_0} \quad (7.5)$$

$$\begin{aligned}
A_1 &= A_0 + b_W \cdot \left( \int_0^\alpha \sqrt{\left( \Delta m \sin\left(\frac{x}{R_W}\right)\right)^2 + \left( \Delta m \cos\left(\frac{x}{R_W}\right)\right)^2} dx \right. \\
&\quad \left. + 2 \arcsin\left( 2R_W \sqrt{\Delta s \frac{R_W - \Delta s}{R_W}} \right) \right) \\
&= A_0 + b_W \cdot \left( \Delta m \alpha + 2 \arcsin\left( 2R_W \sqrt{\Delta s \frac{R_W - \Delta s}{R_W}} \right) \right) \quad (7.6)
\end{aligned}$$

Abb. 7.3b stellt den Umformgrad in Blechdickenrichtung über den Drehwinkel dar. Die maximale Zustellung  $\Delta P_{x, \max}$  entspricht der Exzentrizität  $\Delta m$ , weshalb die Zustellung in der Darstellung über die Exzentrizität normiert wird.

Die Darstellung zeigt, dass die Überlagerung der Drehbewegung durch eine Verschiebung in X-Richtung für kleine Drehwinkel vernachlässigt werden kann. Zudem führt eine Drehung von mehr als  $90^\circ$  nicht mehr zu einer weiteren Umformung. Für das Konzept einer pendelnden Bewegung mit Werkzeugen die eine einfache exzentrische Lagerung besitzen, sind Winkel von  $0^\circ$  bis  $90^\circ$  für die Umformung nutzbar. Größere Winkelbereiche könnten mit frei geformten Werkzeugen erreicht werden, wie es z. B. bei Kurvenscheiben der Fall ist.

Um in einem Fügepunkt die gewünschte Festigkeit zu erreichen, ist mit dem Werkzeug immer eine vorgegebene Dickenreduktion zu erreichen. Diese Dickenreduktion  $r_{\text{soll}}$  kann dabei bereits nach wenigen Grad Dehnung erreicht sein. Hinsichtlich der Herstellung von partiell verschweißten Platinen entlang einer linearen Fügelinie sind dabei konstante Verbunddicken in der Umform-/Fügezone sinnvoll. Aus Abb. 7.3b ist ersichtlich, dass je nach gewählter Exzentrizität die Soll-Dickenreduktion bereits nach wenigen Grad Drehung erreicht sein kann. In Abhängigkeit der Gestalt des Werkzeuges und dessen Antriebskonzeptes, sollte der übliche Arbeitswinkel mindestens zwischen  $0^\circ$  bis  $60^\circ$  liegen. Damit steht nach Erreichen der Soll-Dickenreduktion noch Bewegungsspielraum zur Verfügung, der z. B. für eine weitere Umformung mit konstanter Dickenreduktion genutzt werden kann. Die Werkzeuggestalt verändert sich bei diesem Ansatz, es entsteht nach dem Einlauf ein Plateau (vgl. Abb. 7.4a auf Seite 105).

Die Form eines solchen Werkzeuges mit begrenzter Zustellung baut sich analog zu Abb. 7.2 auf Seite 101 auf. Im dargestellten Schnitt des Werkzeuges in Abb. 7.4a auf Seite 105 erfolgt die Begrenzung der Zustellung durch das Abschneiden der exzentrisch versetzten Bahn mit dem Mittelpunkt  $M'$  durch eine zweite Kreisbahn mit dem Radius  $R_{W2}$  und dem Mittelpunkt

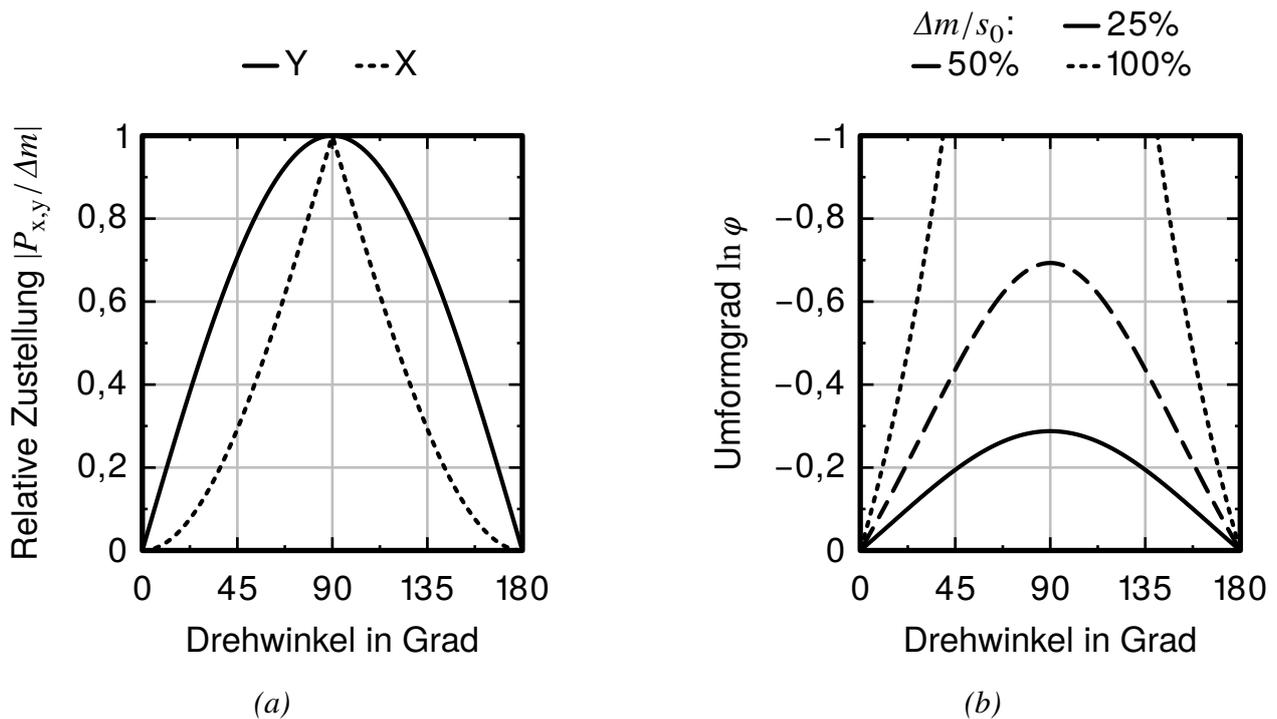


Abbildung 7.3: (a) Darstellung der Verschiebung des Sockelpunktes  $P$  in X- und Y-Richtung in Absolutwerten und (b) des Umformgrades über den Drehwinkel für unterschiedliche relative Exzentrizitäten in Bezug zur Blechdicke:  $\Delta m/s_0$

$M$ . Der Schnittpunkt beider Bahnen im Winkel  $\alpha'$  ist durch die gewünschte Dickenreduktion definiert (Gl. 7.7).

$$\alpha_{\text{soll}} = \arcsin \frac{s_0(1 - r_{\text{Soll}})}{\Delta m} \approx \frac{\Delta s_{\text{Soll}}}{\Delta m} \quad \text{für} \quad \Delta m \geq 2s_0 \quad (7.7)$$

Der Einzugsweg der umgeformten Bleche  $s_E$  kann aus dem Drehwinkel der Walze  $\alpha$  bzw. der damit verbundenen Kontaktbogenlänge  $b$  bestimmt werden (Gl. 7.8).

$$s_E = b/2 + \Delta P_x = 2 \arcsin \left( 2R_W \sqrt{\Delta s \frac{R_W - \Delta s}{R_W}} \right) + \Delta m(1 - \cos \alpha) \quad (7.8)$$

Neben der Form des Werkzeuges kann die Wirkung durch eine Reihe von Prozessparametern beeinflusst werden. Die Auswahl dieser Parameter schlägt sich in der Prozessführungsstrategie nieder. Folgende Prozessparameter sind denkbar:

- Die Walzrichtung zum Blech spielt für die Umformung bei stark anisotropen Werkstoffen eine wichtige Rolle. Die Richtungsabhängigkeit des Fließverhaltens bestimmt die Formänderung der Bleche und sollte berücksichtigt werden um z. B. ein Versagen zu vermeiden.

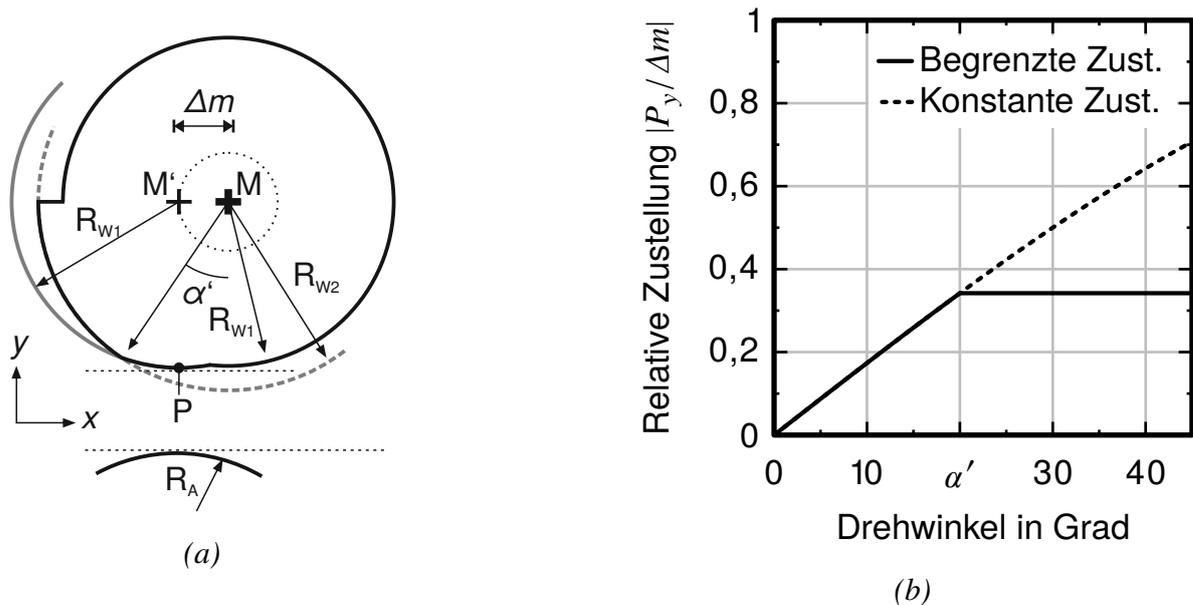


Abbildung 7.4: (a) Schematischer Aufbau eines Werkzeuges für das inkrementelle Walzen mit einer begrenzten Zustellung, (b) Darstellung der relativen Zustellung über den Drehwinkel bei einem Werkzeug mit begrenzter Zustellung  $\alpha' = 20^\circ$

- Ein Vorwalzen der Fügepartner ohne Aufbau eines Pressschweißverbundes verfestigt die Werkstoffe in der Umformzone (punktuell) und beeinflusst das Schweißverhalten dabei jedoch negativ. Die freigelegte (ungebundene) Oberfläche tritt in Kontakt mit der Atmosphäre, oxidiert oder adsorbiert Gase und verliert damit ihre Aktivität.
- Die Anzahl der Walzstiche pro Fügepunkt ist frei wählbar (überlagernd), allerdings beansprucht jede erneute Umformung einer bestehenden Pressschweißverbindung den Verbund durch eingebrachte Schubspannungen.
- Die Taktzeit für einen Umformschritt steigert die Formänderungsgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$ . Für den Ansatz einer alternierenden Werkzeugbewegung sind die zu erwartenden Umformgeschwindigkeiten insgesamt aber gering, sodass im Allgemeinen von keiner nennenswerten Einflussnahme durch die Umformgeschwindigkeit auszugehen ist.
- Die Walzzustellrate in  $\text{mm}/^\circ$  beeinflusst die Form der Umformzone in großem Ausmaß. Je größer die Zustellung pro Winkelinkrement, desto schneller ist die gewünschte Zustellung erreicht. Bei identischen geometrischen Abmaßen wird der Fügepunkt mit zunehmender Zustellrate deshalb kleiner.

Der grundlegende Umformprozess des Walzens mit kontinuierlicher Zustellung könnte durch weitere Antriebs Elemente oder eine verstellbare Lagerung des Werkzeuges auch noch mit zusätzlichen Bewegungen überlagert werden:

- Eine Zustellung durch Pressen ohne Drehbewegung könnte sowohl zur Vorgabe der Zustellung benutzt werden als auch um die Fügepartner zu Beginn des Prozesses „einzuspannen“. Ein Vorteil hinsichtlich des Verbindungsaufbaus beim Pressschweißen ist jedoch nicht zu erwarten.
- Findet die Zustellung nur durch das Pressen statt, könnte auch ein Walzen ohne zusätzliche Zustellung genutzt werden, z. B. um kurze linienförmige Verbindungen herzustellen (sofern ein grundlegend inkrementelles Prozessregime beibehalten wird).
- Ultraschall findet in zunehmendem Maße Einsatz als überlagerte Schwingung, z. B. zur Beeinflussung der Reibung [178, 179], der Erweiterung des Prozessfensters beim Tiefziehen [180] oder zur Reduktion der Fließspannung [181]. Die Integration einer Ultraschallschwingung in den inkrementellen Walzprozess könnte die Fließspannung fester Werkstoffe durch die reibungsinduzierte Erwärmung senken und die Schweißbarkeit (auch durch die Erwärmung) begünstigen.

Die Breite des Werkzeuges bzw. des Formelementes auf der Walzenoberfläche bestimmt nicht nur die Breite der Umformzone, sondern auch den Materialfluss. Insbesondere bei vglw. schmalen Werkzeugen liegt kein ebener Formänderungszustand vor, wie er i. d. R. beim Walzplattieren vorliegt. Beim Flachwalzen wird hier bei Verhältnissen von Breite zu Dicke größer 10 von einem ebenen Formänderungszustand ausgegangen (über den größten Teil der Walzgutbreite) [36].

### 7.1.2 Charakterisierung der Umformzone beim inkrementellen Walzen

Beim inkrementellen Walzen werden die Fügepartner durch eine abrollende/walzende Bewegung des Werkzeuges gemeinsam umgeformt. Dabei wird die gewünschte Verbundfestigkeit u. a. über die Dickenreduktion eingestellt. Durch die walzende Bewegung entsteht eine längliche Fügezone, die in zwei Bereiche aufgeteilt und anhand von drei Maßen definiert werden kann (Abb. 7.5):

- Der vom Werkzeug umgeformte Bereich, die Umformzone und
- die Einflusszone, in sich die Fügepartner durch den Materialfluss aus der Umformzone heraus verformen.
- In der Mitte liegt die Fügezone mit der Länge  $l_F$  und der Soll-Dicke  $s_1$ ,
- davor die Einlaufzone  $l_e$  und
- dahinter die Auslaufzone  $l_a$ .

Die Form der Fügezone ist durch die Gestalt des Werkzeuges bestimmt: Breite, Längen und die Gradienten der Übergänge. Die Einflusszone hingegen entsteht im Zusammenspiel aus

dem Materialfluss aus der Fügezone hinaus und den lokalen Fließbedingungen. Diese werden durch die Position der Fügezone auf der Blechplatte bzw. der Fügepartner und deren Festigkeit bestimmt. Pressschweißverbindungen bauen sich nur innerhalb der Fügezone auf. Dort können alle notwendigen Bedingungen erfüllt werden, allen voran der erforderliche Oberflächenzuwachs und Kontaktdruck für die Mikroextrusion.

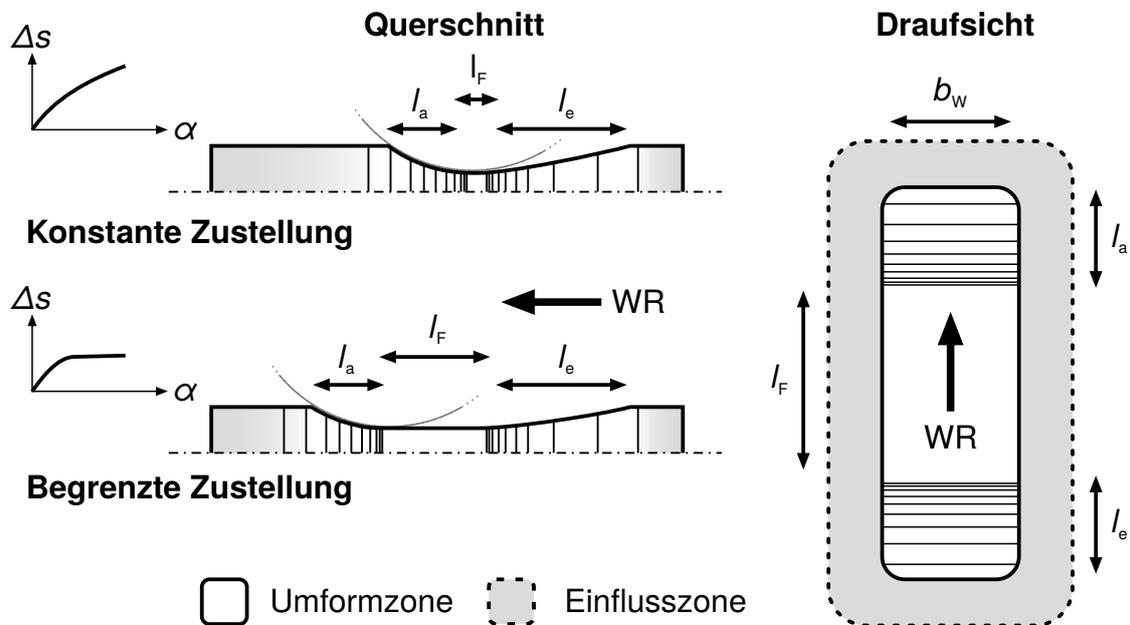


Abbildung 7.5: Schematische Darstellung eines Fügepunktes beim inkrementellen Walzen. Der Längsschnitt zeigt den Verlauf der Blechdicke für ein Werkzeug mit konstanter und begrenzter Zustellung

Die Form des Werkzeuges kann für eine gezielte Ausformung der Umformzone und die Kontrolle des Materialflusses in der Umformzone gestaltet werden. In Abb. 7.6 sind zwei Werkzeuge mit unterschiedlichen Merkmalen dargestellt. Das Werkzeug in Abb. 7.6a ist mit einem durchgehenden Steg in der Werkzeugmitte aufgebaut, dessen Absatz/Freimachung seitlich ein vielfaches der Blechdicke beträgt. Während der Umformung kann der Werkstoff frei aus der Umformzone fließen und sich unter Druckspannungen stark aufwerfen. Mit zunehmender Drehung des Werkzeuges wird der Walzspalt unbegrenzt bzw. konstant ( $\text{mm}/^\circ$ ) zugestellt. Im Gegensatz dazu wurde das Werkzeug in Abb. 7.6b mit einer begrenzten Zustellung konstruiert. Ab einem Drehwinkel von  $17^\circ$  ist die Zustellung von 1,75 mm erreicht und der Exzentrische Steg „abgeschnitten“. Die Freemachung ist so tief wie die verwendete Ausgangsblechdicke des Verbundes (2 mm), sodass eine Art Niederhalter den Aufwurf seitlich der Umformzone reduziert.

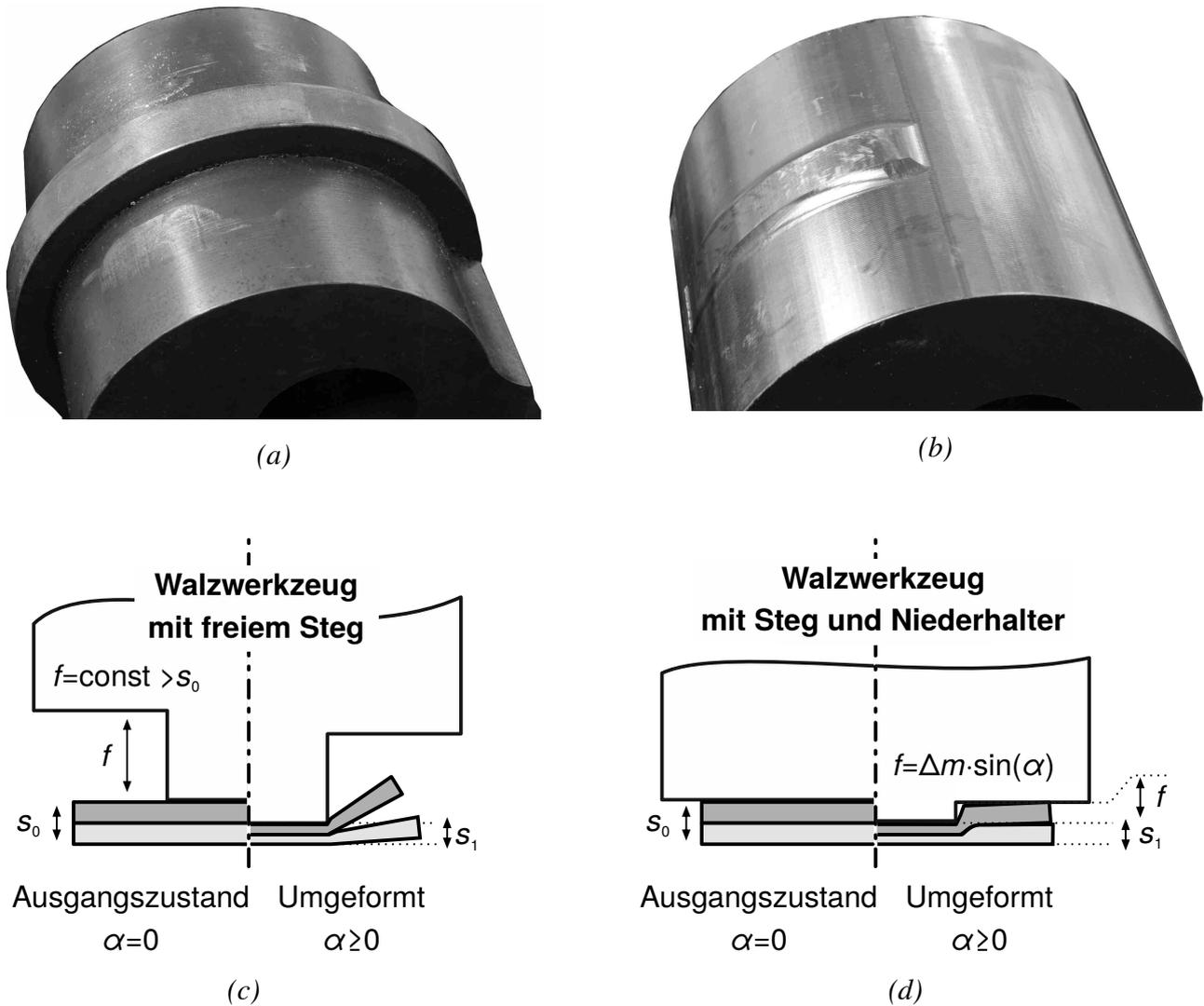
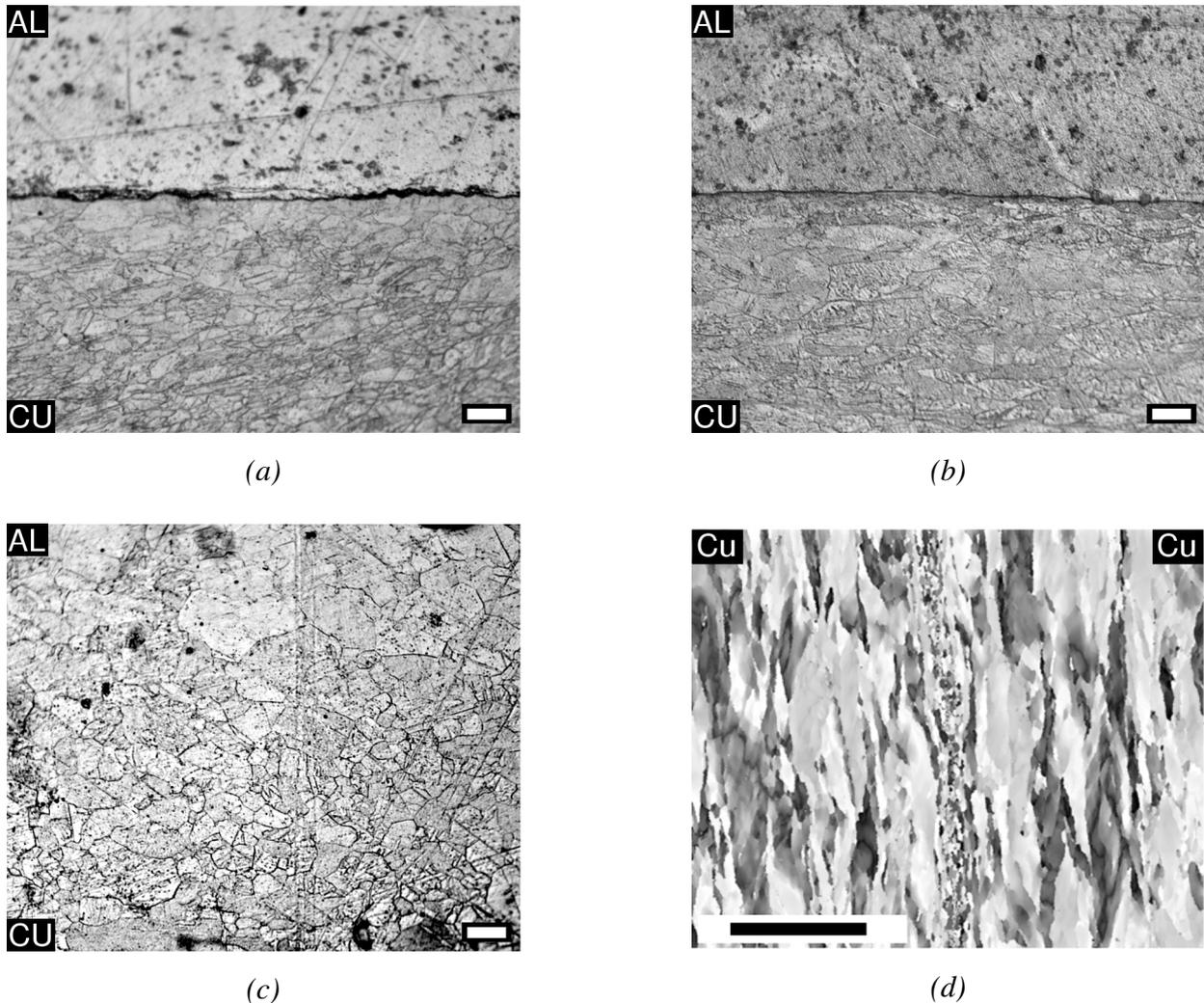


Abbildung 7.6: Walzwerkzeuge mit (a+c) konstanter Zustellung und freiem Steg, (b+d) begrenzter Zustellung über den Drehwinkel und einer angepassten Stegfreimachung als Niederhalter

### 7.1.3 Entwicklung der Mikrostruktur beim Pressschweißen

Die Umformung der Metalle beim Pressschweißen führt zu einer starken Veränderung in der Mikrostruktur. Neben der Kaltverfestigung findet eine starke Ausrichtung der Mikrostruktur entlang der Fließrichtung statt. Abb. 7.7a und 7.7b zeigen die Fügezone eines Aluminium-Kupfer-Verbundes im Längsschliff mit einer Korngrenzenätzung des Kupfers (Verschweißt durch inkrementelles Walzen). Das sichtbare Gefüge des Kupfers ist entlang der Fließrichtung gestreckt und durch die Dickenreduktion im Vergleich zum Ausgangsgefüge stark gestaucht (vgl. Abb. 7.7c). Auch Vorbehandlungsschritte können bereits Einfluss auf die Mikrostruktur nehmen, so ist in Abb. 7.7b eine etwa 10 µm bis 20 µm dünne Schicht entlang der Kupferoberfläche erkennbar, die eine besonders starke Strukturänderung aufweist und durch das Bürsten der

Oberfläche entstanden ist. Dieser Effekt ist auch auf der EBSD-Aufnahme in Abb. 7.7d entlang der Verbundlinie sichtbar (horizontal).



*Abbildung 7.7:* Einfluss der Umformung beim Pressschweißen auf die Mikrostruktur der Metalle: (a+b) Längsschliff einer Aluminium-Kupfer Probe bei 60 % Dickenreduktion und (c) das Kupfergefüge im Ausgangszustand. (d) EBSD-Aufnahme einer Überlapp-pressgeschweißten Kupfer-Kupfer Scherzugprobe (Vorbehandlung: (a) Beizen, (b) Bürsten, (d) BR-CVRED). Alle Skalenbalken 20 µm

Ein Maß für die lokale Kaltverfestigung der Werkstoffe ist ihre Härte und deren Veränderung. Abb. 7.8 stellt die Veränderung der Härte im Verlauf durch die Umformzone dar. Angegeben ist die normierte Härte, ausgehend vom ersten Messpunkt als Referenz (Bereich ohne Formänderung außerhalb der Umformzone). Die Härte nimmt sowohl längs als auch quer durch die Umformzone bis auf ein Maximum zu und fällt danach wieder ab auf den Ausgangswert. In Abhängigkeit der eingesetzten Werkstoffe kann hierbei eine Verdopplung der Härte beobachtet werden. Die starke Kaltverfestigung findet sich auch auf der Mikroskala der Pressschweißver-

bindungen wieder [56] und führt lokal zu einer Verbundfestigkeit in der Fügezone, die größer ist als Festigkeit des umgebenden Werkstoffes im Bauteil.

Durch eine Wärmebehandlung kann die Kaltverfestigung wieder abgebaut werden (Entfestigungsglühen), z. B. um eine größere Duktilität für die anschließende Weiterverarbeitung einzustellen. Der Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Festigkeit von Pressschweißverbindungen beim inkrementellen Walzen ist in Abschnitt 7.2.4 auf Seite 141 dargestellt.

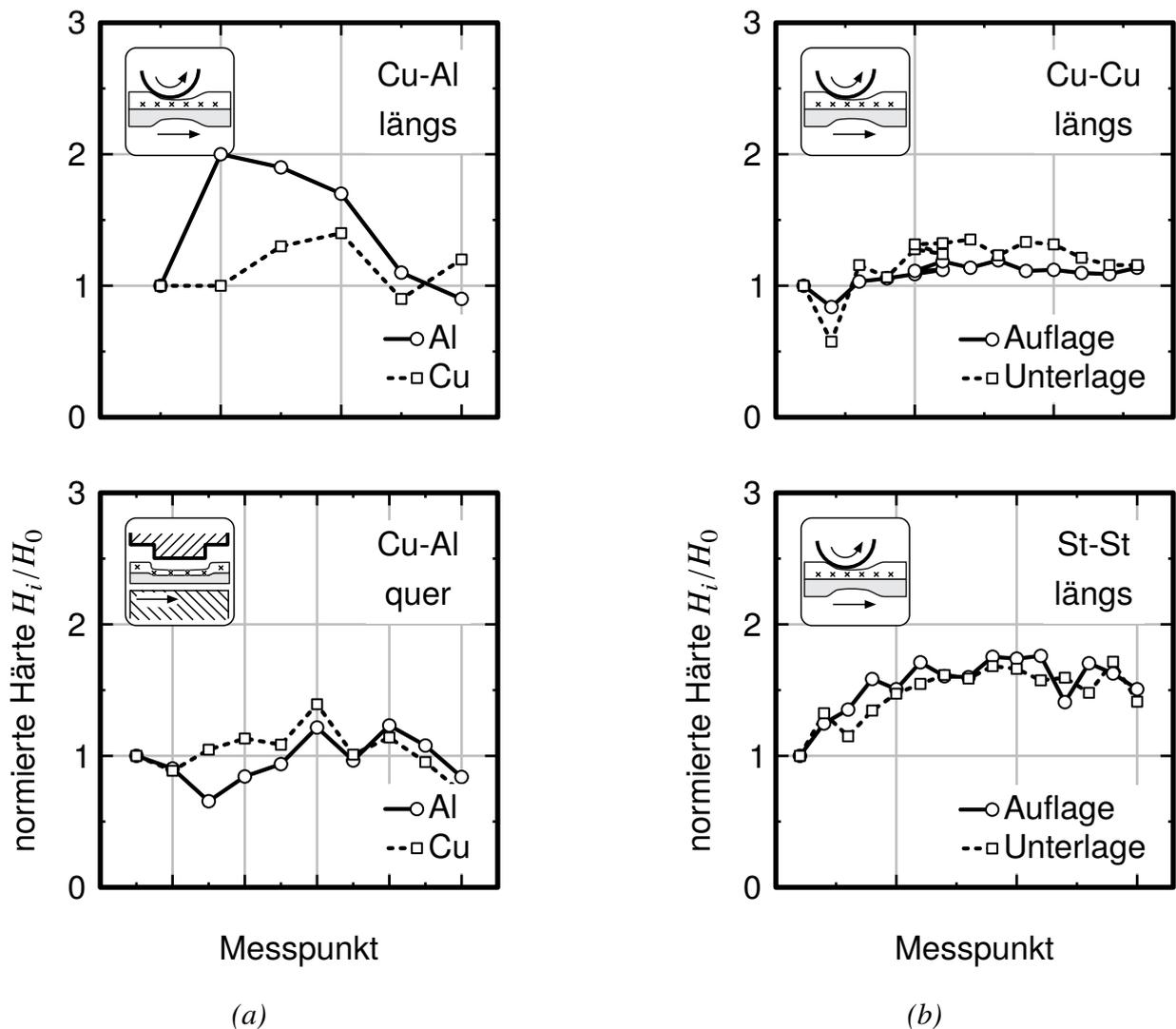


Abbildung 7.8: Verlauf der Vergleichshärte in der Umformzone: (a) einem Kupfer-Aluminium-Verbund, (b) in Stahl- und Kupfer-Verbunden (Gemessen in HV<sub>0,1</sub>)

#### 7.1.4 Ansatz zur Bestimmung der Prozesskräfte beim inkrementellen Walzen

Die Beschreibung der im Prozess auftretenden Kräfte ist für die Auslegung der eingesetzten Werkzeuge, Lager, Antriebe und Maschinen unabdingbar. An dieser Stelle soll ein erster vereinfachter Ansatz für die Beschreibung der Walzkraft hergeleitet werden. Auf die in Abschnitt 2.3.1

auf Seite 9 vorgestellten analytischen Modelle zur Ermittlung der Walzkraft beim Walzplattieren wird im Anschluss eingegangen.

Um die aufgestellte Beschreibung der Walzkraft anschließend mit Versuchsdaten abgleichen zu können, wurde die Walzkraft in Versuchen mit einer Kraftmessdose gemessen (Abb. 4.3 auf Seite 40). Dabei wurde das Werkzeug in einem Säulenführungsgestell eingebaut und die erforderliche Zuhaltkraft durch eine hydraulische Universalpresse (Typ Müller SDLZ1000) bereitgestellt. Die Universalpresse wurde mit einer festen Zuhaltkraft ( $F_{\text{Rahmen}} = 100 \text{ kN}$ ) auf vier Anschläge gefahren, sodass das Versuchswerkzeug auf einem festen Ausgangsspalt zwischen Arbeitswalze und Auflager gehalten wurde ( $h_{\text{Spalt}} = 2 \text{ mm}$ ). Der Nullpunkt des Drehwinkels der Walze wurde dabei mit einer Fühlerlehre auf  $\pm 0,05 \text{ mm}$  zum Ausgangsspalt eingestellt. Die entstehende Walzkraft wurde im Versuchsaufbau durch eine Kraftmessdose (Typ Induk 500 kN) zwischen Säulenführungsgestell und dem Pressenstößel aufgenommen. Die Ergebnisse der Kraftmessung sind in Abb. 7.9 dargestellt. Die Ergebnisse wurden durch Korrekturmessungen um die Auffederung des Aufbaus bereinigt. Die gemessenen Walzkraften steigen mit zunehmender Festigkeit der umgeformten Werkstoffe an und zeigen im Wesentlichen einen linearen Verlauf. Im verwendeten Versuchsaufbau besteht eine kleine Abhängigkeit, welcher Werkstoff als Auflage (im Kontakt zur Arbeitswalze) und als Unterlage verwendet wird (im Kontakt zum Auflager). Dies ist auf die unterschiedlichen Durchmesser und die deshalb asymmetrischen Umformbedingungen zurückzuführen. Der Unterschied ist insgesamt jedoch vernachlässigbar klein.

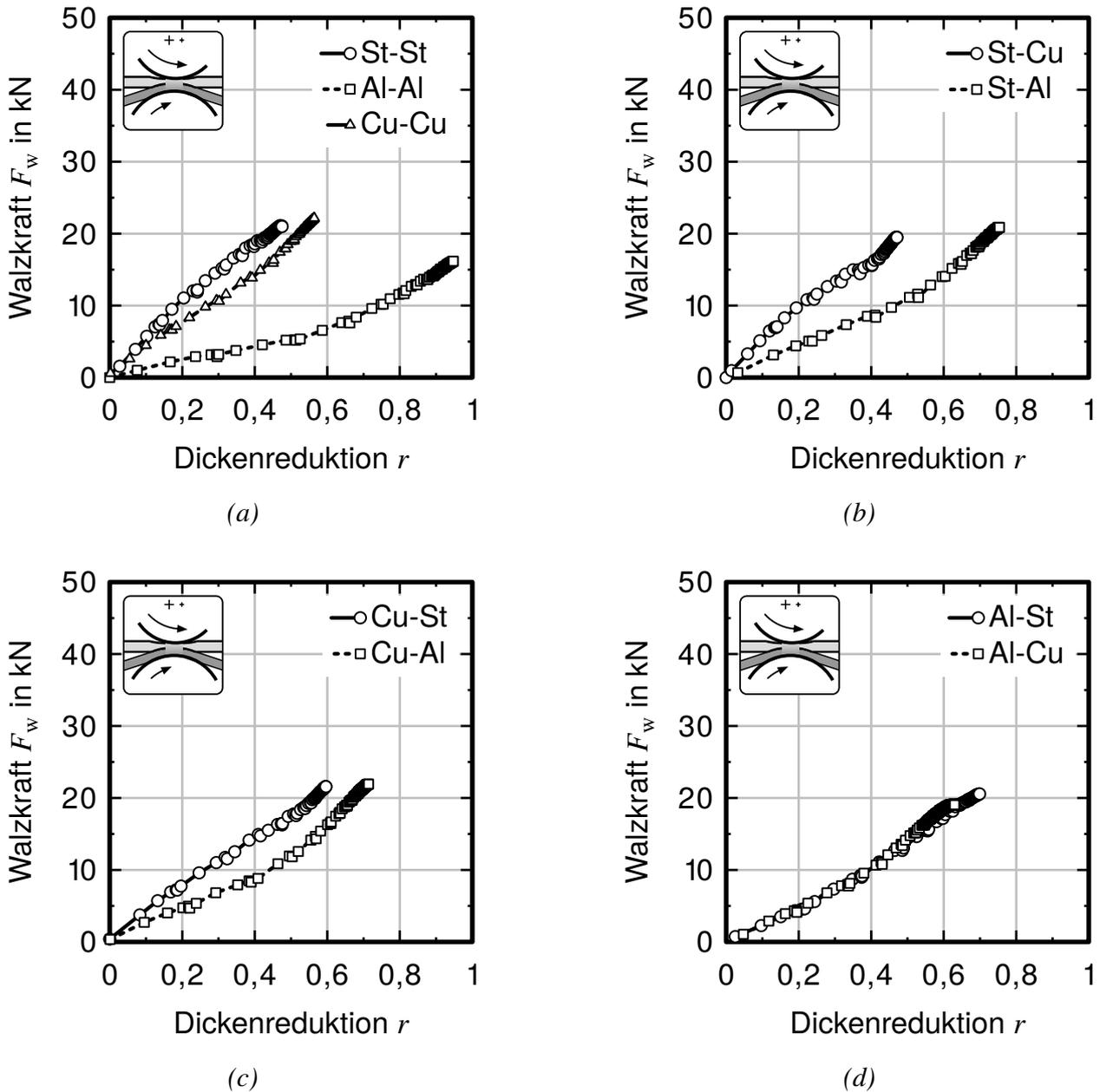


Abbildung 7.9: Walzkraften für das inkrementelle Walzen von gleichartigen und artfremden Blechverbunden aus Stahl, Aluminium und Kupfer

Ausgangspunkt für die Abschätzung der Walzkraft soll zunächst eine vereinfachte Näherung durch das Produkt aus der umgeformten Fläche  $A_u$  und wirkendem Druck  $\sigma_p$  sein (Gl. 7.9).

$$F_w = A_u \cdot \sigma_p = A_u \int_0^{x_w} \sigma_y(x) dx \approx b_w \cdot x_e \cdot \sigma_{fm} \quad (7.9)$$

Die Länge der wirkenden Kontaktzone  $x_w$  kann in vereinfachter Annahme als halbe Bogenlänge der Umformzone  $x_u$  über den Kontaktwinkel und die Sehnenlänge ermittelt werden (Gl. 7.10).

$$x_w = \frac{x_u}{2} = R_w \arcsin \left( \frac{\sqrt{\Delta s (2R_w - \Delta s)}}{R_w} \right) \quad (7.10)$$

Das verwendete Werkzeug besitzt an den Kanten des Formelementes einen 2 mm Radius  $R_K$  der auf die Werkzeugbreite aufgerechnet werden muss, um die korrekte Fläche  $A_{uExp}$  aus dem Versuch zu erhalten (in Abhängigkeit der Zustellung, Gl. 7.11).

$$A_{uExp} = \left( b + 2\sqrt{\Delta s \cdot (2R_K - \Delta s)} \right) x_w \quad (7.11)$$

Für das inkrementelle Walzen von Fügepartnern aus einem Werkstoff, kann damit die Walzkraft zusammen mit der Fließkurve in guter Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen ermittelt werden (vgl. Abb. 7.10).

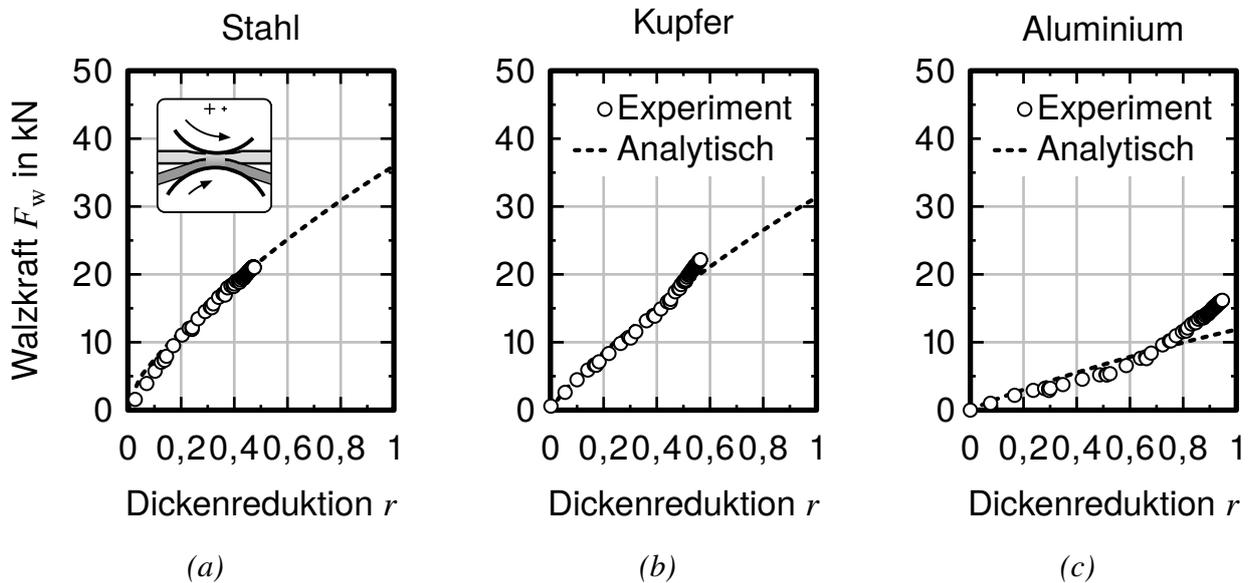


Abbildung 7.10: Vergleich der Walzkraft aus dem Experiment und der analytischen Beschreibung für gleichartige Werkstoffkombinationen

Der mittlere Formänderungswiderstand  $\sigma_{fm}$  muss für Werkstoffkombinationen als ein Mischwert beider Fügepartner ermittelt werden. Entsprechend der Mischungsregel könnten die Formänderungswiderstände miteinander gewichtet und in einem Gesamtwiderstand abgebildet werden (Gl. 7.12).

$$\sigma_{fm} = \sigma_{fAuf} \frac{\varphi_{Auf}}{\varphi_{Auf} + \varphi_{Unt}} + \sigma_{fUnt} \frac{\varphi_{Unt}}{\varphi_{Auf} + \varphi_{Unt}} \quad (7.12)$$

Die mittlere Fließspannung muss dabei aber auf Grundlage des Umformgrades beider Fügepartner bestimmt werden, z. B. anhand der jeweiligen Schichtdicke. Weil eine analytische

Beschreibung des Schichtdickenverhältnisses in Abhängigkeit der Gesamt-Dickenreduktion nicht bekannt ist, wurden das Schichtdickenverhältnis und sein Verlauf beim inkrementellen Walzen in dieser Arbeit ermittelt.

### 7.1.5 Untersuchung der Schichtdickenverhältnisse beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen

Das Verhältnis der Schichtdicken zueinander ist eine wichtige Größe zur Beschreibung der gemeinsamen Umformung von zwei Werkstoffen, insb. bei stark unterschiedlicher Festigkeit. Die Dickenreduktion jeder Schicht wird zudem benötigt, um beim Pressschweißen eine Aussage über die jeweilige Vergrößerung der Oberfläche und den lokalen Oberflächenzuwachs zu erhalten.

In Versuchen mit unterschiedlichen Werkstoffkombinationen wurde das Schichtdickenverhältnis ermittelt. Dazu wurden die Fügepartner durch inkrementelles Walzen umgeformt und der Längsschnitt vermessen. In Abb. 7.11 ist das Schichtdickenverhältnis  $\psi$  nach Gl. 7.13 für die untersuchten Kombinationen als Quotient aus der Dicke der Auflage  $s_{\text{Auf}}$  und der Unterlage  $s_{\text{Unt}}$  dargestellt.

$$\psi = s_{\text{Auf}}/s_{\text{Unt}} \quad (7.13)$$

Der Verlauf zeigt beim Umformen von zwei gleichen Werkstoffen eine nur sehr geringe Abweichung vom konstanten Dickenverhältnis. Dies kann auf die wirkende Reibung und die Asymmetrie der Walzendurchmesser im Versuchswerkzeug zurückgeführt werden. Bei artfremden Kombinationen mit großem Festigkeitsunterschied (z. B. Stahl und Aluminium) wird das Schichtdickenverhältnis mit steigender Dickenreduktion größer, weil sich die Umformung im weicheren Fügepartner konzentriert und dessen Dicke damit überproportional abnimmt.

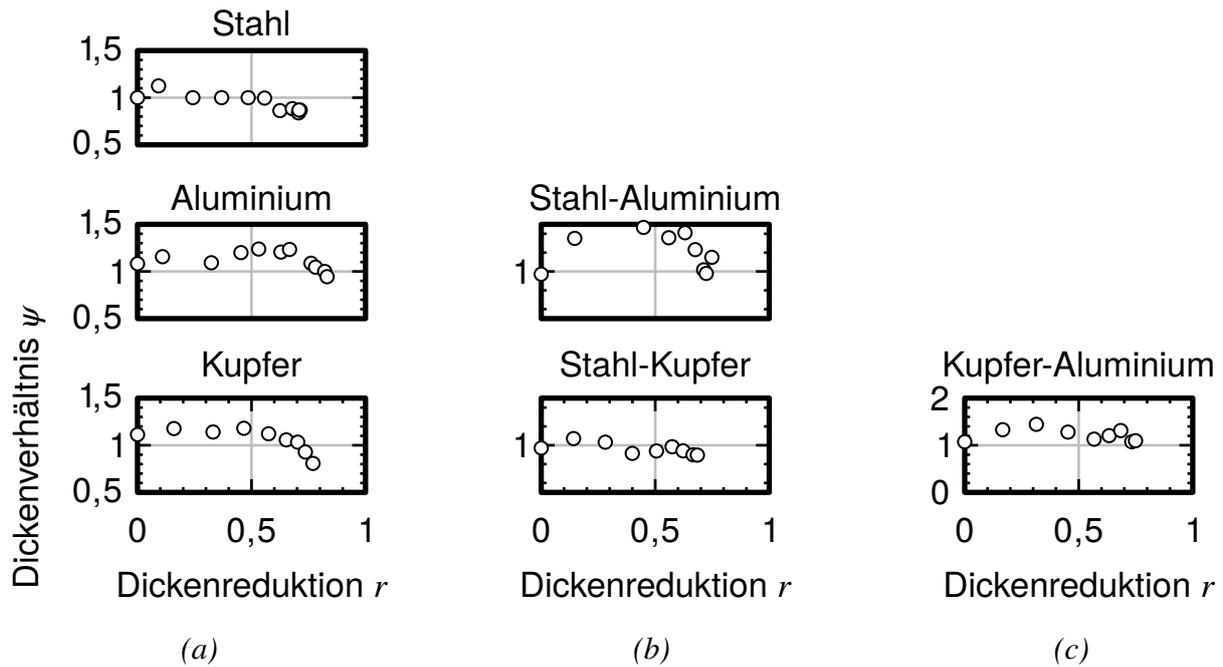


Abbildung 7.11: Verlauf des Schichtdickenverhältnisses beim inkrementellen Walzen von Stahl, Aluminium und Kupfer (Kantenradius  $R_K = 1 \text{ mm}$ )

Aus dem Verlauf der jeweiligen Dickenverhältnisse kann der jeweils wirkende Umformgrad und die damit verknüpfte Fließspannung genauer bestimmt werden. Die Verläufe der dargestellten Schichtdickenverhältnisse  $\psi$  können zunächst in erster Näherung in einer linearen Form angenommen werden (Gl. 7.14). Mit der Randbedingung  $s(r = 0) = s_0$  verbleibt nur noch die Steigung als Parameter (Tab. 7.1).

$$\psi(r) = a \cdot r + s_0 \quad (7.14)$$

$$s_{\text{Auf}} + s_{\text{Unt}} = \psi(r) s_0 \quad (7.15)$$

Tabelle 7.1: Empirische Schichtdickenverhältnisse der untersuchten Werkstoffkombinationen beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen. Der Fehler gibt die mittlere Abweichung der berechneten Schichtdicke vom Messwert an.

Werkstoffkombination	Steigung $a$	Fehler in %
Stahl-Kupfer	-0,0026	2
Stahl-Aluminium	0,6086	12
Kupfer-Aluminium	0,7428	30

Aus Gl. 7.13 und 7.15 auf Seite 114 und auf der vorherigen Seite kann jetzt die gesuchte Schichtdicke bestimmt werden, z. B. für die Auflageschicht:

$$s_{1 \text{ Auf}} = s_{0 \text{ Auf}} - \frac{s_0 \cdot r}{(1/\psi(r)) + 1} \quad (7.16)$$

Aus den Messwerten der Schichtdicken wurde anschließend die jeweilige Fließspannung bestimmt und entsprechend der Mischungsregel zu einer Fließspannung verrechnet und über eine Funktion abgebildet. Die damit bestimmten Walzkkräfte sind in Abb. 7.12 dargestellt und stimmen gut mit den experimentell ermittelten Werten überein.

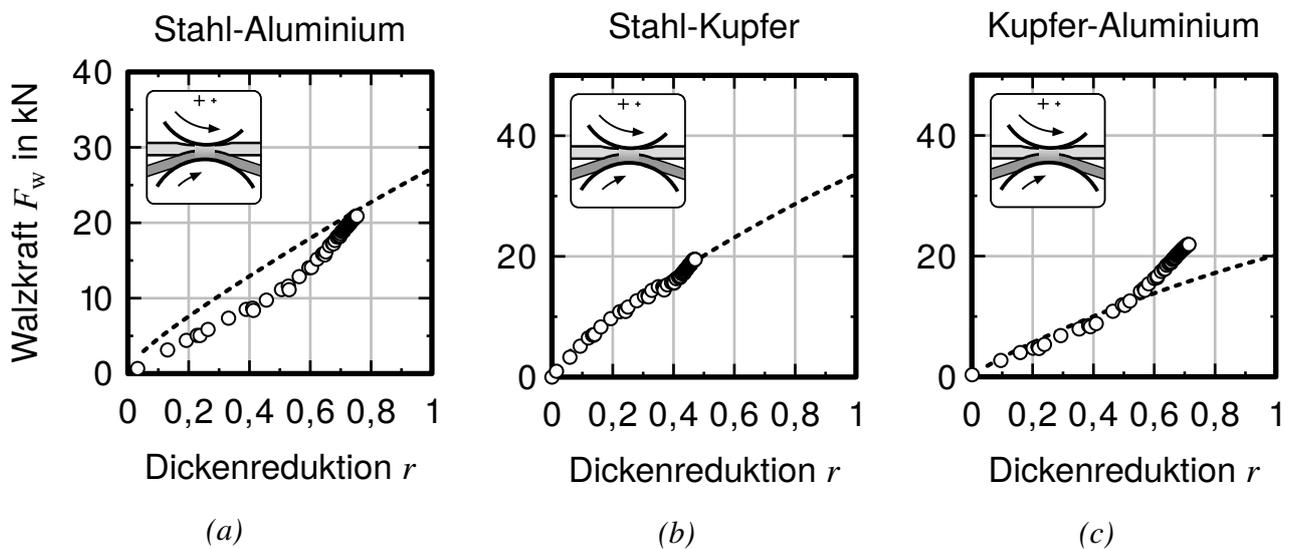


Abbildung 7.12: Vergleich der Walzkraft aus dem Experiment und der analytischen Beschreibung ( $A_{u \text{ Exp}} \cdot \sigma_{f \text{ mix}}$ ) für artfremde Werkstoffkombinationen

### 7.1.6 Analyse der Spannungen im Walzspalt beim inkrementellen Walzen

Neben dem empirischen Ansatz zur Ermittlung der Walzkraft über die Schichtdickenverteilung, ist für die Berechnung der Walzkraft auch ein Verständnis über den Spannungsverlauf im Walzspalt notwendig. Die FE-Simulation ist ein geeignetes und übliches Hilfsmittel, um den Spannungsverlauf zu bestimmen [182]. Inwieweit sich der Prozess des inkrementellen Walzens und der Spannungsverlauf durch den Walzspalt vom konventionellen Flachwalzen unterscheiden, wurde anhand einer FE-Studie exemplarisch untersucht. Dazu wurde ein FE-Modell des inkrementellen Walzens aufgebaut und anhand der Fügepaarung Aluminium-Kupfer untersucht. In Tab. 7.2 sind die verwendeten Werkstoffparameter aus dem Johnson-Cook Materialmodell aufgeführt ( $\sigma_f = A + B \cdot \varepsilon_{pl}^n$ ).

Das dynamisch explizite FE-Modell (Abaqus 6.11) wurde halb-symmetrisch aufgebaut. Die Arbeitswalze mit einem Radius von  $R_w = 30 \text{ mm}$  und einem exzentrischen Steg (Exzen-

Tabelle 7.2: Verwendete Werkstoffeigenschaften im FE-Modell zur Analyse der Spannung im Walzspalt beim inkrementellen Walzen von Aluminium und Kupfer

Werkstoff	Parameter Johnson-Cook			Quelle
	A	B	n	
Aluminium	140	75	0,65	[59]
Kupfer	90	292	0,31	[183]

trizität  $\Delta m = 1,75$  mm) mit der Breite  $b_W = 5$  mm formt zwei Blechplatinen der Größe  $20 \text{ mm} \times 40 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$  um. Das Auflager hat einen Radius von  $R_A = 88$  mm. Die Reibung wurde nach dem Coulomb-Modell zwischen der Auflageplatte aus Aluminium und der Arbeitswalze mit  $\mu = 0,3$  angenommen, Auflager und Kupferplatte sind reibungsfrei. Zwischen den Platinen wurde eine Reibung von  $\mu = 1$  gewählt und damit versucht, die auftretende Haftung durch den Aufbau der Pressschweißverbindung nachzustellen. Eine genauere Modellierung mit weiteren Reibmodellen wäre möglich. Der Startpunkt der Umformung, d. h. der erste Kontaktpunkt der Walze, liegt in der Mitte der beiden Platinen.

Abb. 7.13 zeigt die Spannungsverteilung im Längsschnitt über den gesamten Umformprozess in 10 %-Schritten bis zur Enddicke bei 60 % Dickenreduktion. Anhand der Scherspannung  $\sigma_{13}$  teilt die Umformzone sich im Walzspalt in zwei Bereiche: den Einzugsbereich (hell, negative Werte) und den Auslaufbereich (dunkel, positive Werte). Im Wechsellpunkt der Scherspannung liegt der neutrale Punkt (Fliebscheide) und damit auch das Maximum der Normalspannung  $\sigma_{33}$ . Der gemeinsame Verlauf ist in Abb. 7.15a auf Seite 119 für die horizontale Normalspannung  $\sigma_{33}$  in der Mitte der Kupferplatte und die Scherspannung  $\sigma_{13}$  in der Mitte der Aluminiumplatte dargestellt.

Die Entwicklung der horizontalen und vertikalen Normalspannung in der Mitte der Kupferplatte ist über die Umformschritte in Abb. 7.14 auf Seite 119 für jeden vierten Zeitschritt in der Simulation dargestellt. Die vertikale und horizontale Normalspannung steigen mit zunehmender Dickenreduktion an und weisen im Walzeneinlauf einen Peak auf, der auf die Asymmetrie der Walzendurchmesser und den dabei entstehenden Spannungsanstieg beim Einzug der Platinen zurückgeführt werden kann. In Abb. 7.15b auf Seite 119 ist der Spannungsverlauf bei 60 % Dickenreduktion für die Aluminiumplatte (Auflage,  $R_W = 30$  mm) und die Kupferplatte (Unterlage,  $R_A = 88$  mm) dargestellt. Die Aluminiumplatte zeigt im Vergleich keinen Peak am Einlauf in den Walzspalt, weil sie mit dem kleineren Werkzeug in Kontakt steht.

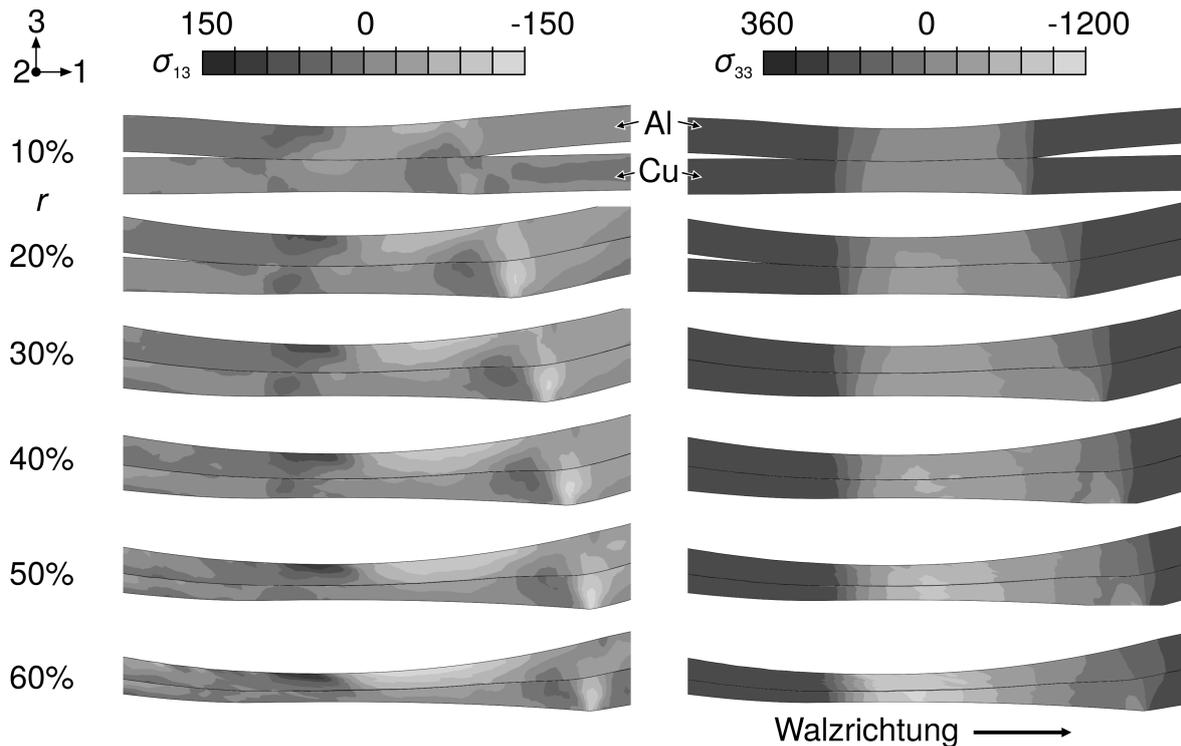


Abbildung 7.13: FE-Modell: Spannung im Längsschnitt der Aluminium- und Kupferplatte beim inkrementellen Walzen in Abhängigkeit der Dickenreduktion. Aufgeführt sind die Schubspannung  $\sigma_{13}$  und die Normalspannung  $\sigma_{33}$  (positiv: Druck, negativ: Zug)

### 7.1.7 Untersuchung des Prozessfensters und der Reibung im Umformprozess inkrementelles Walzen

Das Ziel beim Pressschweißen ist der Aufbau eines tragfähigen und den Anforderungen entsprechenden Verbundes aus zwei oder mehr Werkstoffen. Das dabei einzuhaltende Prozessfenster hängt von dem eingesetzten Umformprozess ab.

Inkrementelles Walzen formt die Fügepartner durch Abrollen/Walzen eines Werkzeuges um. Damit ein Pressschweißverbund entsteht, müssen vereinfacht zwei Anforderungen erfüllt sein (vgl. Abschnitt 2.4 auf Seite 12): Oberflächenzuwachs und Extrusionsdruck. Die signifikanten, regelbaren Parameter des Umformprozesses sind dabei

- die Dickenreduktion (als indirektes Maß für den Oberflächenzuwachs) und
- die Vorbehandlung bzw. Aktivität der Oberflächen beider Fügepartner.

Ein aus diesem Zusammenhang abgeleitetes Prozessfenster ist in Abb. 7.16a auf Seite 121 schematisch dargestellt. Das Prozessfenster spannt sich über die Dickenreduktion und die Oberflächenaktivität auf, dabei muss der Schwellwert überschritten werden, um Pressschweiß-

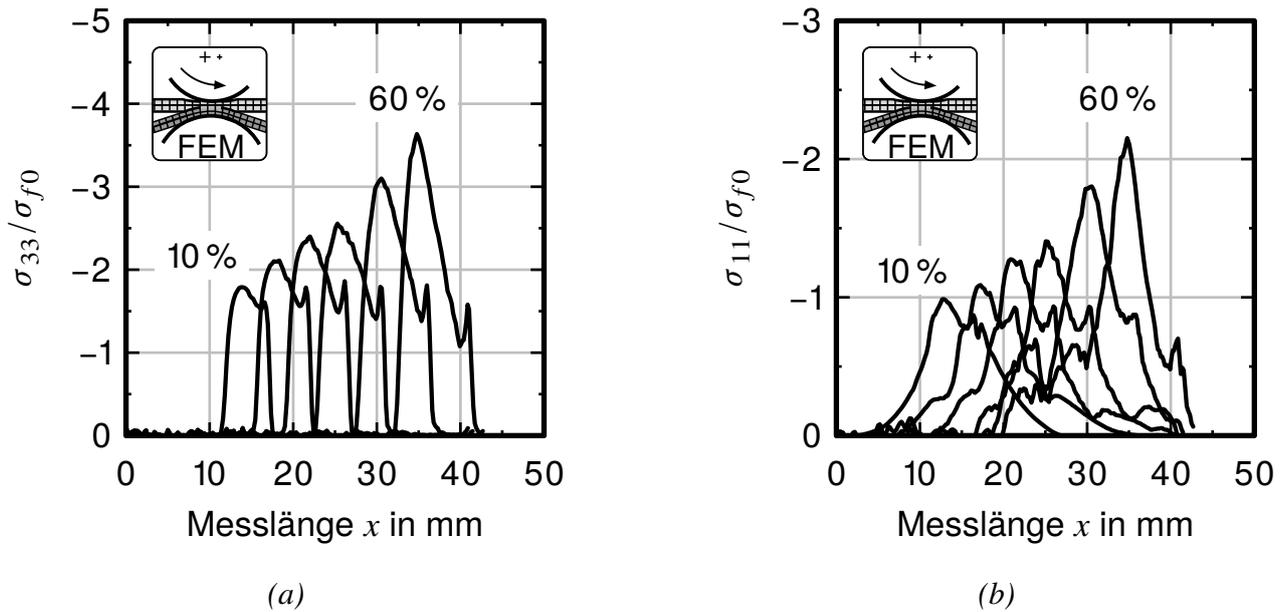


Abbildung 7.14: Verlauf und Entwicklung der normierten Spannungen im FE-Modell, (a)  $\sigma_{11}$  und (b)  $\sigma_{33}$  in der Mitte der Kupferplatte für unterschiedliche Stufen der Dickenreduktion ( $\sigma_{f0} = 292 \text{ N/mm}^2$ ). Walzrichtung: Einlauf rechts, Auslauf links

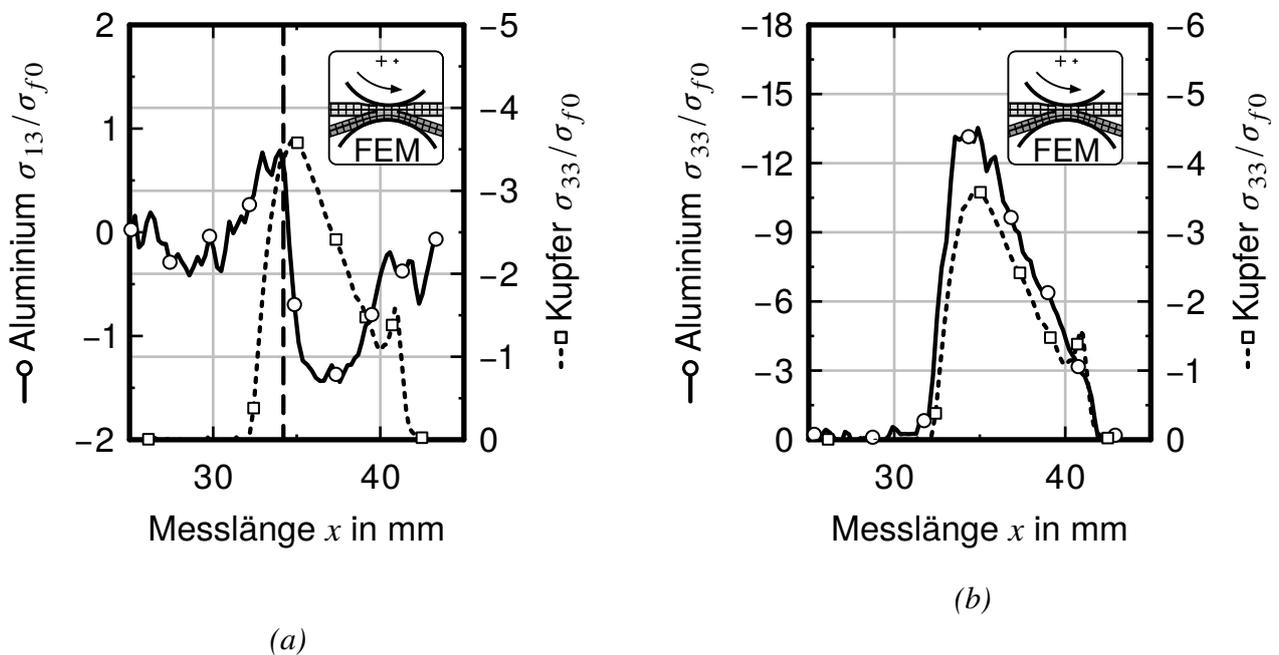


Abbildung 7.15: FE-Analyse: (a) Übergang der Scherspannung  $\sigma_{13}$  im neutralen Punkt (gestrichelte Linie), (b) Vergleich der Normalspannung zwischen der Aluminium- und Kupferplatte (60 % Dickenreduktion). Walzrichtung: Einlauf rechts, Auslauf links

verbindungen herzustellen. Die maximale Verbundfestigkeit entspricht immer der Werkstofffestigkeit (inkl. der Kaltverfestigung). Die Dickenreduktion ist durch das Formänderungsvermögen der Werkstoffe begrenzt. Die dritte Achse des Prozessfensters ist der Anpress- oder Kontaktdruck. Dieser ist in Umformprozessen oft mit der Dickenreduktion gekoppelt und kann deshalb nur selten beeinflusst werden. Wie die Versuche von CONRAD und RICE, UPIT und MANIK oder auch COOPER und ALLWOOD zeigen, steigt die messbare Verbundfestigkeit mit zunehmendem Druck beim Verschweißen, sodass sich die Grenzkurve der maximal erreichbaren Festigkeit in Abhängigkeit des Kontaktdruckes  $\sigma_n$  verschiebt. Der in Abb. 7.16a dargestellte lineare Verlauf dieser Grenzkurve ist deshalb nur eine Vereinfachung. Denkbar wäre auch eine gekrümmte Kurve, d. h. der Schweißbereich entspräche z. B. einer Ellipse. Das Versagen durch Risse, nahe der maximalen Dickenreduktion, begrenzt die Umformung und damit das gesamte Prozessfenster.

Ein praktisches Prozessfenster unter realen Prozessbedingungen fällt deutlich kleiner aus. In Abb. 7.16b ist der effektiv verfügbare Raum des Prozessfensters  $PF$  angedeutet. Dem liegen mehrere Grenzen und Annahmen zu Grunde:

- Die Oberflächenaktivität  $S_a$  ist begrenzt und unterliegt einer Schwankung von  $\Delta S_a$
- Die verfügbare Dickenreduktion ist begrenzt auf den Bereich  $\Delta r$
- Eine Festigkeit von mindestens  $\sigma_{\min}$  muss im Fügepunkt erreicht werden

Um bei sinkender Oberflächenaktivität eine identische Verbundfestigkeit sicherzustellen, muss die Dickenreduktion erhöht werden. Auf Arbeitspunkten parallel zur maximalen Verbundfestigkeit, könnte im Prozess dazu eine Regelung aufgebaut werden. Wird eine nachlassende Oberflächenaktivität detektiert, kann die Festigkeit durch steigende Dickenreduktion erhalten werden (dargestellt durch die Kurve  $\sigma_{\text{const}}$ ). Ein derartiger Regelansatz erfordert jedoch die Quantifizierung der Oberflächenaktivität, eine Größe die sich aktuellen Messtechniken weitestgehend entzieht. Eine Ausnahme bildet hierbei die elektrochemische in-line Kontrolle der Redox-Spannung, z. B. bei einer elektrochemischen Oxidreduktion (vgl. Kapitel 5 auf Seite 57). Eine weitere Möglichkeit sind Regelungsmodelle, die über numerischen Sub-Modellen aus den lokal erfassbaren Eigenschaften einen Zugang zu den erforderlichen Größen herzustellen und die gefragten Eigenschaften aus der Messgröße ableiten.

Das hier vorgestellte Prozessfenster baut auf einer Regelung durch eine variable Dickenreduktion auf. Im vorgestellten Beispiel soll die Verbundfestigkeit bei schwankender Oberflächenaktivität durch eine erhöhte Zustellung ausgeglichen werden. Die mögliche Dickenreduktion beim konventionellen Walzen ist aber begrenzt. Entsprechend der Greif- und Durchziehbedingung können das Walzgut bzw. die Fügepartner nur dann durch den Walzspalt befördert werden, wenn die wirkende Reibung ausreicht um die erforderliche Schubspannung aufzubauen. Beim

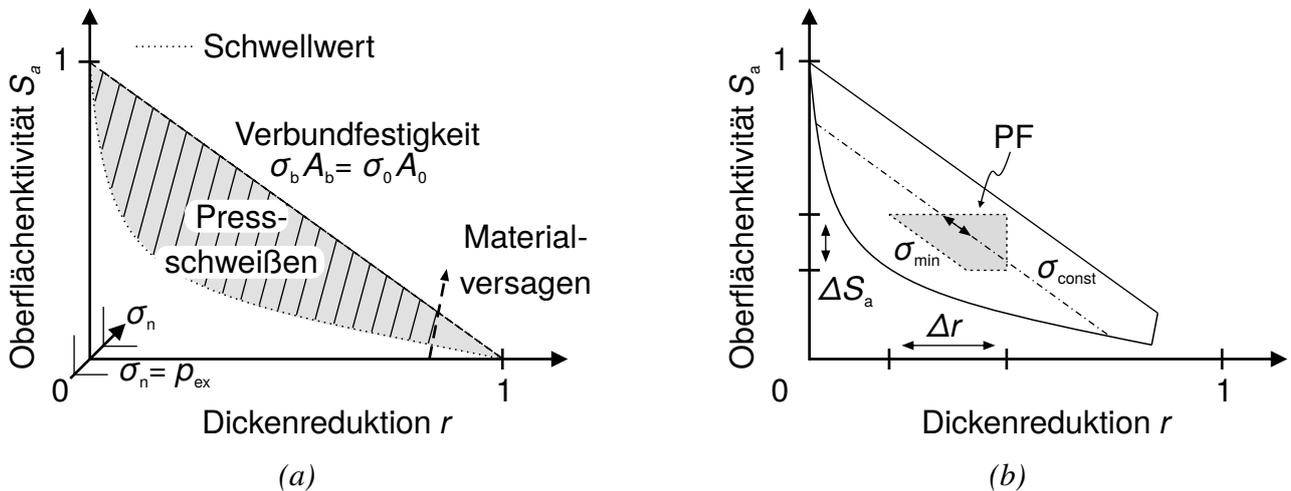


Abbildung 7.16: Prozessfenster beim Pressschweißen von Blechen durch Umformen (quasistatisch)

inkrementellen Walzen bestehen vergleichbare Zusammenhänge zwischen der erforderlichen Stichabnahme bzw. Dickenreduktion und der Reibung im Walzspalt bzw. der Umformzone. Um zu ermitteln, ob die gewünschte Dickenreduktion beim inkrementellen Walzen mit kontinuierlichem Einzug der Fügepartner durchgeführt werden kann, oder ob ein Abgleiten des Werkzeuges auftritt, wurde die Reibung in der Umformzone an zwei Werkzeugen untersucht: ein Werkzeug mit konstanter Zustellung über den gesamten Bereich des nutzbaren Drehwinkels ( $\Delta s/\alpha = \text{const}$ ) und einem Werkzeug mit begrenzter Zustellung ( $\Delta s/\alpha = \text{const.} \in \alpha [0^\circ : 15^\circ]$ ,  $\Delta s/\alpha = 0 \in \alpha > 15^\circ$ ) (vgl. Abb. 7.5 auf Seite 107).

#### 7.1.7.1 Untersuchung zur wirkenden Reibung beim inkrementellen Walzen

Das inkrementelle Walzen reduziert zwei oder mehr Fügepartner in der Fügestelle um die gewünschte Dicke, bis eine Pressschweißverbindung hergestellt ist. Die benötigte Dickenreduktion richtet sich dabei nach der Verbundfestigkeit, die erreicht werden soll. Dabei sollten sich die Bleche mit der Dreh- und Zustellbewegung kontinuierlich durch den Walzspalt bewegen. Ein Abgleiten des Werkzeuges über das Blech würde zu einer abweichenden Form der Fügestelle bzw. Umformzone führen und den Verbund sogar lokal schwächen, weil der gehemmte Materialfluss die Verbundfestigkeit reduziert. Dies gilt in besonderem Maße für Werkzeuge mit einer begrenzten Zustellung. Um die angestrebte Dickenreduktion zu erreichen, muss die Reibschubspannung  $\tau_r$  zwischen Werkzeug- und Blechoberfläche ausreichend groß sein. Ob die verfügbare Oberflächenreibung ausreicht, um die geforderte Dickenreduktion zu erreichen, wird beim konventionellen Walzen durch die Greif- und Durchziehbedingung abgeschätzt. Danach wäre für eine Dickenreduktion von z. B. 75 % eines 2 mm Blechpaares im Durchzug

ein Walzenradius von mind. 4,2 mm erforderlich (Reibwert  $\mu = 0,3$ ), wird der Reibwert halbiert, vervierfacht sich der erforderliche Radius auf mind. 16,7 mm (Greifbedingung 16 mm und 66,6 mm).

Das inkrementelle Walzen unterscheidet sich in mehreren Punkten vom konventionellen Walzen, was eine direkte Übertragung der bekannten Zusammenhänge erschwert bzw. deren Validierung erforderlich macht. Die Geometrie der Umformzone ist, beim in dieser Arbeit untersuchten Ansatz des inkrementellen Walzens, durch die exzentrische Anordnung der Walzwerkzeuge nicht konstant, d. h. es stellt sich kein stationärer Fließzustand ein und die Verbunddicke ändert sich mit zunehmendem Drehwinkel – sofern kein Werkzeug mit begrenzter Zustellung gewählt wurde. Um den Ansatz der Durchziehbedingung auf ihre Gültigkeit hin zu überprüfen, wurde eine zweiteilige Versuchsreihe konzipiert, mit der es möglich sein sollte, die Reibung ohne Ersatzversuche wie den Streifenziehversuch direkt im Umformwerkzeug zu ermitteln.

Im ersten Schritt wird ermittelt, ob während des inkrementellen Walzens ein Abgleiten des Werkzeuges auf der Blechoberfläche stattfindet, d. h. ob die vorhandene Reibpaarung zu gering ist. Dazu wird der obere Blechstreifen auf einem Schlitten befestigt und die Bewegung des Schlittens mit einem Wegaufnehmer erfasst. Wenn das Wegsignal über den Drehwinkel aufgezeichnet wird, ergibt sich der in Abb. 7.17a schematisch dargestellte Verlauf. Bei einer zu geringen Reibpaarung  $\mu_1$  für die geforderte Dickenreduktion (übertragen auf den Einzugsweg  $x_{s\text{ Soll}} > x_{s1}$ ), bleibt der Einzugsweg nach überschreiten des kritischen Drehwinkels  $\alpha_1$  konstant. In diesem Übergangspunkt zum Plateau liegt die maximale Scherspannung  $\tau_{r\text{ max}} = (F_w \cdot \mu) / A_w$  im Kontakt zwischen Werkzeug und Blech vor.

Im zweiten Schritt der Versuche wird der obere Blechstreifen auf einem Schlitten befestigt, der über eine fest angeschlagene Kraftmessdose fixiert ist (Abb. 7.17b). Die während der Drehbewegung der Walze auftretenden Zugkräfte  $F_Z$  werden dabei erfasst. Die Zugkraft entsteht durch die Reibkraft zwischen Werkzeug und fixiertem Blechstreifen. Aus der Kraft und der wirkenden Fläche kann anschließend die Scherspannung  $\tau = (F_Z / A_w)$  in Abhängigkeit des Drehwinkels  $\alpha$  ermittelt werden. In beiden Versuchsreihen wurden artreine Paarungen aus Aluminium und Kupfer (je 15 mm  $\times$  100 mm  $\times$  1 mm) gewalzt, ohne die Oberflächen gesondert zu aktivieren. In den Versuchen wurden die Aluminiumbleche um 1,55 mm (77 %) und die Kupferbleche um 1 mm (50 %) in der Dicke reduziert. Alle Blechstreifen wurden vor der Umformung für 5 min im Ultraschallbad mit Aceton gereinigt.

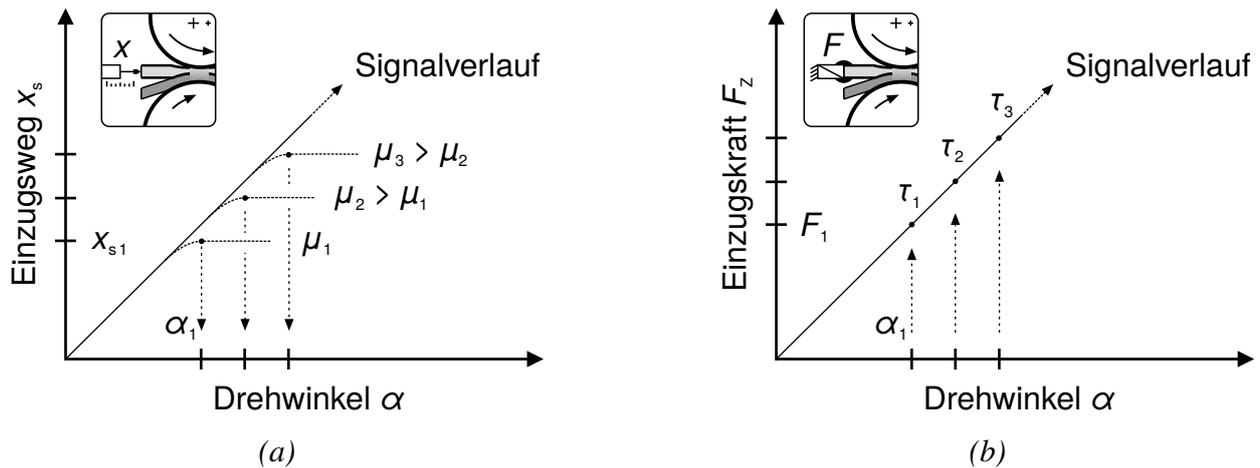


Abbildung 7.17: Vorgehensprinzip zur Ermittlung der Prozessreibung beim inkrementellen Walzen: (a) Messen des Einzugsweges in Abhängigkeit des Drehwinkels, (b) Bestimmung der auftretenden Schubspannung zwischen Werkzeug und Blech anhand der Einzugskraft in Abhängigkeit des Drehwinkels

### Versuchsergebnisse

Die Versuche an Aluminium und Kupfer zeigten für beide Reibpaarungen kein Abgleiten der Walze über die Blechoberfläche, entsprechend dem in Abb. 7.17a dargestellten Verlauf des Einzugsweges (Plateau).

Für den in Abb. 7.18a dargestellten Versuch mit Aluminium ergibt sich ein theoretischer Einzugsweg von  $x_s = 6,2$  mm, gemessen wurde  $x_s = 6,6$  mm. In der zweiten Versuchsreihe mit einem Werkzeug begrenzter Zustellung ( $\Delta s_{\max} = 1,5$  mm), wurde ebenfalls kein Abgleiten des Werkzeuges beobachtet. Im nächsten Schritt wurde die wirkende Reibung im Walzspalt zwischen Werkzeug und Blech analysiert. Dazu wurde zunächst der Reibwert  $\mu$  als Quotient aus Reib- und Normalkraft berechnet. Aufgetragen über die Reduktion zeigt sich ein exponentiell abnehmender Verlauf mit anfangs sehr hohen Werten über  $\mu = 0,5$  und sehr kleinen Werten um  $\mu = 0,1$  am Ende. Zum Vergleich wurde ein Referenzwert im Streifenziehversuch ermittelt ( $\mu = 0,18$  bei  $F_n = 1000$  N,  $A_r = 120$  mm<sup>2</sup>, ebenfalls blanke Oberfläche durch Lösemittel gereinigt).

Aus den in Abschnitt 2.6 auf Seite 29 dargestellten Zusammenhängen zwischen der Reibung und der wirkenden Kontaktnormalspannung ist ersichtlich, dass im betrachteten Fall durch die große Umformung ein Wechsel zwischen dem Reibzustand nach COULOMB (geringer Kontaktdruck, Kontakt nur zwischen den Spitzen des Oberflächenprofils) und dem Reibfaktormodell nach TRESCA sehr wahrscheinlich ist (starke Umformung, große Kontaktfläche, keine Relativbewegung der Kontaktflächen). Die aus den Versuchsdaten berechneten, zu Beginn extrem

hohen Reibwerte bei geringer Dickenreduktion, könnten die Ursache einer fertigungsbedingten Vertiefung auf der Walzenoberfläche sein, d. h. zu Beginn findet noch kein Abgleiten der Oberflächen Werkzeug-Blech übereinander statt, sondern die Walze „zieht“ bereits am Blechstreifen, ohne dass eine signifikante Walzkraft wirkt. Durch diese Abweichung liegt ein induziertes Ungleichgewicht der gemessenen Kräfte vor und ihr Quotient bildet nicht ihren wahren Zusammenhang ab. Das Modell nach COULOMB wird allgemein bei trockener Reibung bis zu Kontaktnormalspannungen kleiner gleich der Fließspannung verwendet ( $\sigma_n \leq 1 \dots 2 \cdot \sigma_{f0}$ ) bzw.  $\sigma_n / (2\tau_{f0}) \leq 1.3$  [105]. Beim Pressschweißen liegt der benötigte Kontaktdruck zwischen den Fügepartnern für den Aufbau eines Pressschweißverbundes unter normaler Atmosphäre immer über der Fließspannung, dies gilt auch für das inkrementelle Walzen.

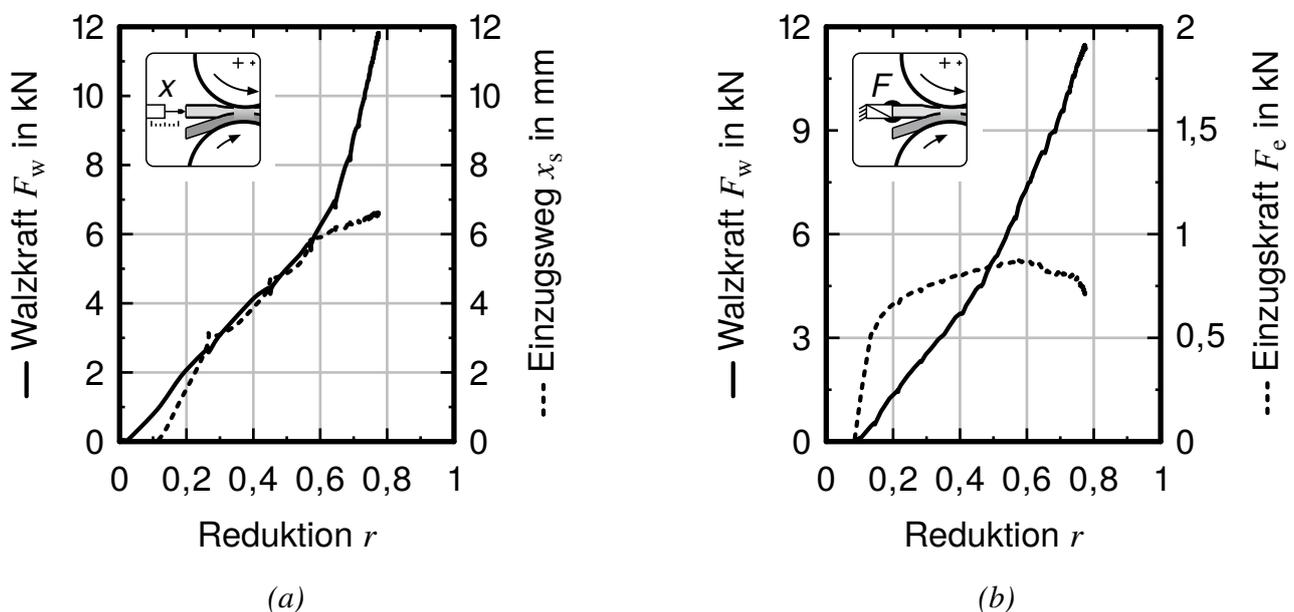


Abbildung 7.18: (a) Einzugsweg und (b) Einzugskraft für ein Werkzeug mit kontinuierlicher Zustellung, EN AW-1050A H111

Die Versuche mit bis 80 % Dickenreduktion zeigen, dass die herkömmliche Abschätzung der maximalen Stichabnahme nach der Durchziehbedingung trotz der veränderten Prozessbedingungen noch gültig ist. Beim verwendeten Werkzeugradius mit einem Radius von 30 mm wäre mit Coulombscher Reibung (und Symmetrie) eine maximale Dickenreduktion von 3,8 mm erreichbar ( $\mu = 0,18$ ).

Wird der Reibwert  $\mu$  als Quotient aus Reib- und Normalkraft aus den Messwerten der Versuchsreihe berechnet, ergibt sich ein stark abfallender Verlauf des Reibwertes mit zunehmender Dickenreduktion. Ein sinkender Reibwert mit steigendem Kontaktdruck ist rechnerisch in der überproportional ansteigenden Kontaktfläche begründet, denn Reibwert (und -faktor) sollten unter steigendem Druck nicht kleiner werden. Für eine abschließende Beschreibung der Reib-

zustände ist die Berücksichtigung der wahren Kontaktfläche erforderlich. Ansätze dazu bieten z. B. die Beschreibung des erweiterten Reibfaktormodelles nach WANHEIM.

### 7.1.8 Einfluss der Werkstoffkombination auf die Verbundfestigkeit

Die Herstellung von Verbundplatten aus artfremden Werkstoffkombinationen ist besonders interessant für technische Anwendungen und bietet ein großes Potential für das Pressschweißen. Artfremde Werkstoffe stellen auf Grund der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften aber besondere Herausforderungen an ihre Verarbeitung, so auch beim inkrementellen Walzen. Um den Einfluss unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften, insb. der Festigkeit, auf den Pressschweißprozess beim inkrementellen Walzen zu untersuchen, wurden deshalb Versuche mit drei unterschiedlichen Aluminiumlegierungen durchgeführt und ihr Pressschweißverhalten auf Stahl untersucht. Eine Beschreibung der Werkstoffe und -kennwerte ist in Abschnitt 4.2 auf Seite 39 aufgeführt. Als Vorbehandlung wurden die Blechoberflächen mit Lösemittel im Ultraschallbad gereinigt (Aceton, 5 min), in NaOH- bzw. HNO<sub>3</sub>-Lösung gebeizt (10 %, 1 min bei 50 °C) [186] und abschließend gebürstet.

Die Ergebnisse der Scherzugprüfung sind in Abb. 7.19 auf Seite 127 als Scherzugkraft in Abhängigkeit von der Dickenreduktion dargestellt und in Tab. 7.3 zusammengefasst. Der Schwellwert steigt mit zunehmender Festigkeit der Aluminiumlegierungen an, was auf den zunehmenden erforderlichen Extrusionsdruck zurückgeführt werden kann (vgl. Abschnitt 5.2.1). Die erreichten Scherzugkräfte sind bei den 1000er-Legierungen am größten. Im Vergleich der beiden 1000er-Legierungen zeigten Verbunde im besonders weichen H111-Zustand einen extrem niedrigen Schwellwert um 10 %, bei gleichen Maximalkräften zwischen 60 % bis 70 % Dickenreduktion. Mit zunehmender Dickenreduktion und der dabei eintretenden Verfestigung weisen beide Zustände die selbe Verbundfestigkeit auf. Das Schichtdickenverhältnis  $\psi$  in Tab. 7.3 macht verdeutlicht das praktisch identische Verhalten noch einmal.

*Tabelle 7.3:* Zusammenfassung der Versuchsergebnisse zum Pressschweißen durch inkrementelles Walzen von drei Aluminiumlegierungen mit Stahl DCo4. Das Schichtdickenverhältnis  $\psi = s_{\text{Auf}}/s_{\text{Unt}}$  ist für 55 % Dickenreduktion angegeben

Aluminium	Schwellwert in %	$F_{S \text{ max}}$	$r_{Fs \text{ max}}$	$\sigma_{\text{Al}}/\sigma_{\text{St}}$	$\psi$
EN AW-1050A H111	7,5	1697	70	0,26	0,65
EN AW-1050A H24	31,5	1720	65,5	0,40	0,67
EN AW-5754 H22	41	1292	67	0,79	0,95
EN AW-6082 T6	36	577	50,5	1	0,90

In der Kombination aus Aluminium und unlegiertem Stahl besitzt das Aluminium im Vergleich die besseren Eigenschaften zum Pressschweißen, Stahl-Verbunde konnten in dieser Versuchsreihe in keiner Dickenreduktion hergestellt werden (s. a. Abschnitt 2.4 auf Seite 12). Dies macht deutlich, dass das Aluminium wesentlich zur Verbundfestigkeit beiträgt und der Stahl vorwiegend als Trägerwerkstoff dient. Auf Grund des unzureichenden Extrusionsdruckes und der geringen Rissbildung in der Deckschicht initiiert der Stahl nur sehr wenige Verbindungen. Unter diesen Bedingungen verschweißt das Aluminium in großen Teilen auf der duktilen Deckschicht der Stahloberfläche und nicht mit dem reinen Stahl. In allen Modellimplementierungen der Schichtentheorie (Abschnitt 2.4.1.1 auf Seite 17) wird davon ausgegangen, dass die Deckschichten gemeinsam versagen und sich die Pressschweißverbindung zwischen den reinen Metallen aufbaut. In den bekannten metallographischen Untersuchungen finden sich aber nur Fügepartner, die eine deutlich ausgeprägte spröde Oxidschicht besitzen. Die hier präsentierten Versuchsergebnisse und die Untersuchungen zum Walzplattieren von ZHANG deuten aber darauf hin, dass dies nur bei Deckschichten mit ähnlichen mechanischen Eigenschaften zutrifft. Weitere Untersuchungen zu diesem Zusammenhang sind deshalb erstrebenswert.

Einen weiteren signifikanten Einfluss nimmt die Kombination der Werkstoffe durch die spezifische Konzentration der Umformung im weicheren Fügepartner. In Abb. 7.19b sind ergänzend zu den Scherzugversuchen an Aluminium-Stahl-Verbunden noch die Messwerte einer zweiten Versuchsreihe von reinen Aluminium-Verbunden mit identischer Oberflächenvorbehandlung dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die reinen Aluminium-Verbunde bei gleicher Gesamt-Dickenreduktion eine geringere Scherzugkraft aufweisen. Ursache dafür ist die geringere Umformung im artreinen Verbund. Daraus ergibt sich ein geringerer zur Verfügung stehender Extrusionsdruck, eine geringere Verfestigung und auch ein geringerer Oberflächenzuwachs.

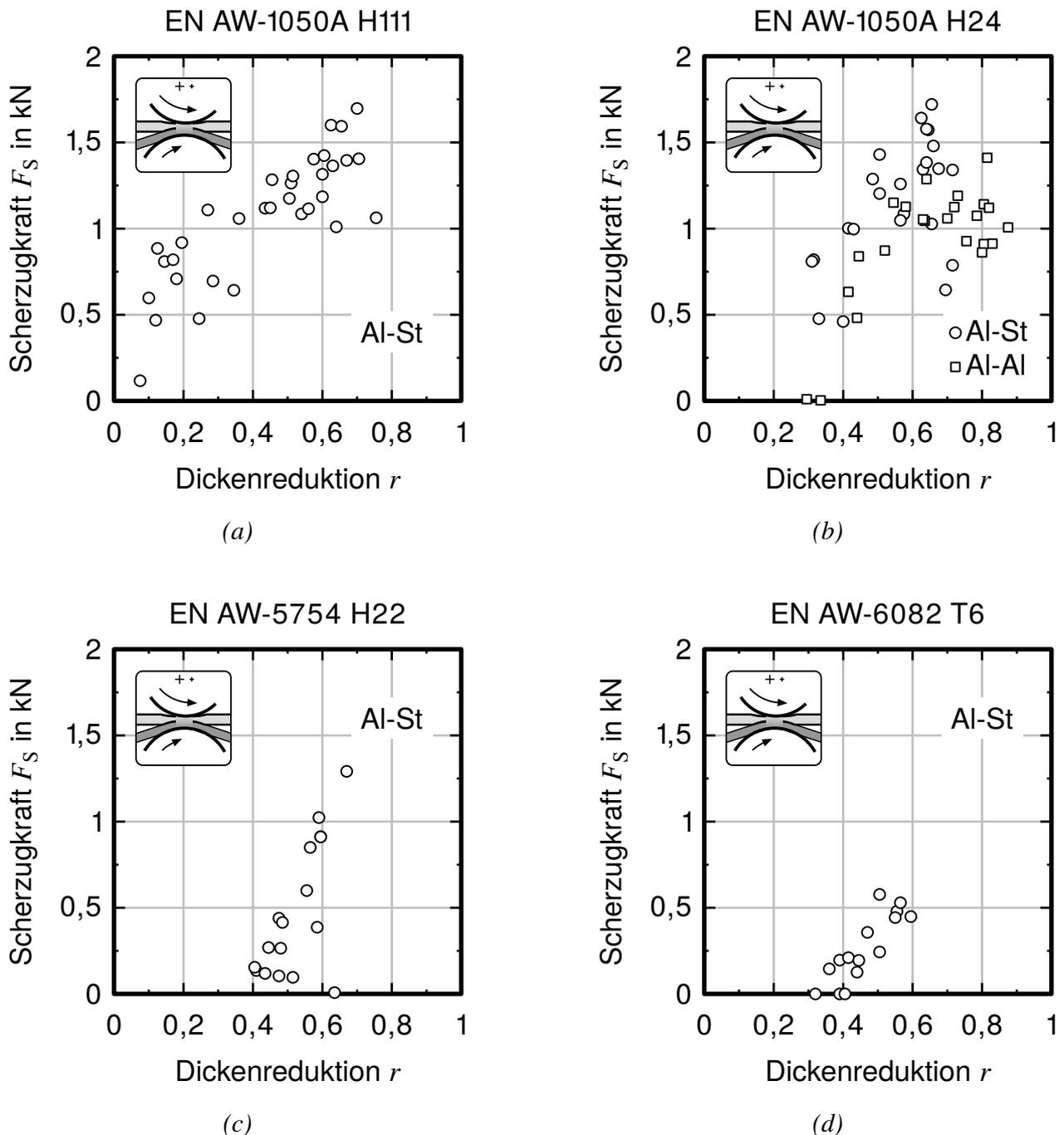


Abbildung 7.19: Pressschweißen von Aluminiumlegierungen und Stahl (DCo4) durch inkrementelles Walzen: Abhängigkeit der Scherzugkraft von der Dickenreduktion

## 7.2 Prozessstrategie für partiell gefügte Verbundplattenen

Für die Herstellung von Verbundplattenen ist neben der Kenntnis über die makroskopischen Prozessgrößen eine Prozessstrategie erforderlich, anhand derer die Prozessoperationen ausgewählt und der Prozessablauf gestaltet wird. Nach der werkstoffspezifischen Aktivierung der Blechoberflächen erfolgt dabei die gemeinsame Umformung mit dem Ziel eines festen

Pressschweißverbundes. In der Prozessstrategie müssen die Werkzeuge und die Abfolge der Fügepunkte festgelegt werden.

### 7.2.1 Anordnung der Fügezone auf der Verbundplatte

Die Position der Fügestelle nimmt über die lokalen Fließbedingungen auch auf die Verbundfestigkeit Einfluss und bestimmt die Form der Verbundfläche. Unter günstigen Bedingungen kann der Werkstoff mit großem Freiheitsgrad fließen und der Oberflächenzuwachs ist maximal. Mit zunehmendem gehemmtem Werkstofffluss steigt der Kontaktdruck  $\sigma_N$ , der Oberflächenzuwachs  $Y$  sinkt und die Form der Verbundfläche ist stark entlang der Hauptformänderung ausgerichtet. Der Einfluss dieser Faktoren auf die Entstehung von Pressschweißverbindungen ist unterschiedlich. Ohne Oberflächenzuwachs wird allgemein keine bindungsfähige Oberfläche freigelegt, weshalb der Oberflächenzuwachs immer positiv zu bewerten ist. Der Einfluss des Kontaktdruckes ist hingegen nicht eindeutig. Mit zunehmendem Kontaktdruck kann auch in vglw. dünnen Rissen der Deckschicht durch Extrusion eine Verbindung aufgebaut werden, d. h. auch bei gleichem Oberflächenzuwachs entstehen insg. mehr Pressschweißverbindungen. Auf der anderen Seite wirkt sich ein erhöhter Kontaktdruck auf die Duktilität und das Versagensverhalten der vorhandenen Deckschicht aus [163], was zu einem negativen Einfluss führen kann. Der Gesamteinfluss muss folglich immer im System der Fügepartner und ihrer Oberflächenbeschaffenheit beurteilt werden.

Der Zusammenhang zwischen der Position des Fügepunktes und der zu erwartenden Verbundfestigkeit im Fügepunkt ist in Abb. 7.20 schematisch für das Pressschweißen von zwei überlappenden Blechen dargestellt. Mit zunehmendem Abstand von den Außenkanten (X- und Y-Achse), steigt der Fließwiderstand  $\sigma_R$  (resistance). Der wechselnde Zusammenhang zwischen

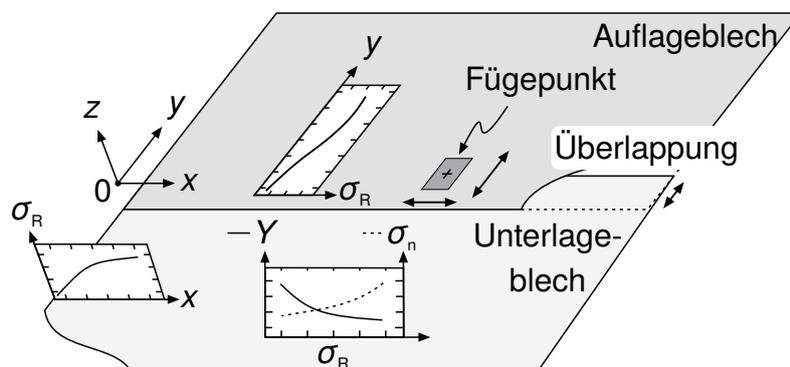


Abbildung 7.20: Pressschweißen durch inkrementelles Walzen: Einfluss der Position einer Fügestelle auf die Faktoren Oberflächenzuwachs  $Y$  und Kontaktnormalspannung  $\sigma_n$

dem Fließwiderstand und den beiden Faktoren Oberflächenzuwachs  $Y$  und Kontaktdruck  $\sigma_n$  ist ebenfalls exemplarisch dargestellt. Abb. 7.21 zeigt zwei Verbundplatten aus Aluminium mit Fügepunkten die orthogonal und parallel zur überlappenden Blechkante angeordnet sind.

Die Anordnung der Fügepunkte kann zunächst in beliebiger Reihenfolge aufgebracht werden, allerdings sind in Abhängigkeit der gewählten Werkstoffkombination für die Verbundplatte spezifische Abfolgen sinnvoll. Der lokale Materialfluss in der Umformzone kann die Form einer Platine und die der gesamten Verbundplatte beeinflussen (Abb. 7.22 auf Seite 131).

In einer Versuchsreihe wurden Aluminium Verbundplatten mit unterschiedlicher Fügepunkt-Orientierung hergestellt und das Verhalten hinsichtlich unerwünschter Verformung untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass sich Verbundplatten beim Umformen mit orthogonal orientierten Fügepunkten durchbiegen, d. h. ausgehend vom ersten Fügepunkt erfährt die Platine eine Krümmung um die Achse der Walz-/Arbeitsrichtung. Parallel umgeformte Fügepunkte führen in einer linearen Anordnung (als Fügelinie) zu einem Verdrehen der Platten gegeneinander (Abb. 7.22 auf Seite 131). Werden die Fügepunkte entlang der überlappenden Kanten hintereinander gesetzt, so verdrehen sich die Platten teilweise so stark gegeneinander, dass die freien Enden nicht mehr überlappen.

Als Gegenmaßnahme könnte zunächst eine Spannvorrichtung eingesetzt werden, in der die Platten fixiert sind bzw. je nach ihrer Größe und dem Aufbau des Werkzeuges sind zusätzliche Spannvorrichtungen um das Werkzeug herum einzusetzen. Wenn eine freie Bewegung der Platten unterdrückt wird, führt dies im Gegenzug zu einer erhöhten lokalen Verformung und Spannungskonzentration. Eine mögliche Folge könnte die Überlastung bestehender Fügepunkte sein oder eine starke Faltenbildung. Dieser Effekt tritt insbesondere bei sehr weichen Werkstoffen auf, die einen geringen Umformwiderstand besitzen. Eine weitere Möglichkeit ist die zusätzliche Versteifung der Platten durch zusätzliche Elemente wie z. B. Abkantungen (vgl. Abb. 7.23 auf Seite 132).

Eine bessere Möglichkeit zur Korrektur bzw. Vermeidung dieser Verformung ist eine angepasste Prozessstrategie, in der die Formänderung der Platten durch kontrollierten Materialfluss reduziert wird. Abb. 7.23 auf Seite 132 zeigt wie eine Fügelinie mit sequentiell hintereinander gesetzten Fügepunkten (parallel zur überlappenden Blechkante) das Verdrehen und Aufspreizen der Blechkanten verhindert, wenn die Fügepunkte abwechselnd auf der Ober- und Unterseite der Verbundplatte gesetzt werden (Abb. 7.22 auf Seite 131, Prozessführung) – die Walzrichtung wurde hierbei beibehalten.

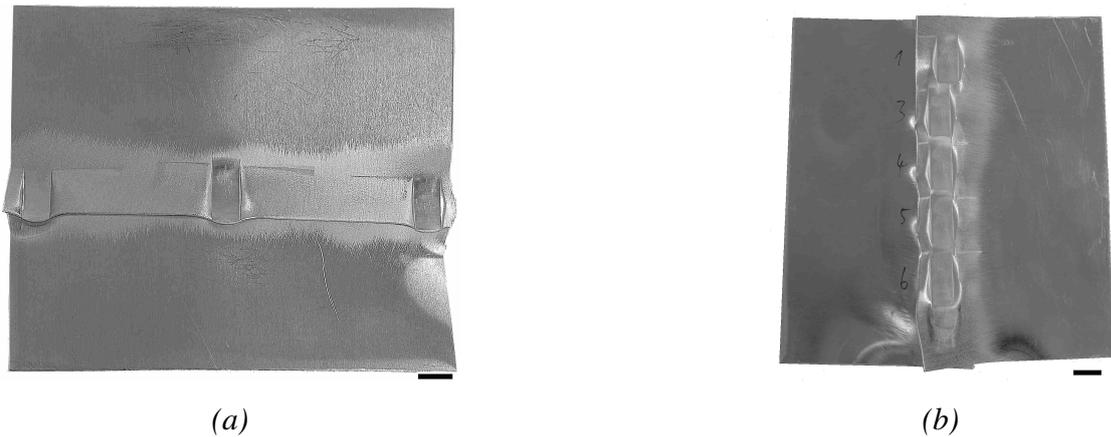


Abbildung 7.21: Zweiteilige Aluminiumplatten: pressverschweißt durch inkrementelles Walzen (a) orthogonal und (b) parallel zur Überlappung, EN AW-1050A H111, 100 mm · 200 mm · 1 mm, Vorbehandlung: mech. Bürsten. Skalenbalken: 10 mm

### 7.2.2 Einfluss der Werkzeuggestalt auf die Fügezone

Die Form des Werkzeuges bestimmt die Größe der Umformzone und damit auch die Größe der verbundenen Fügezone. Der Aufbau von Pressschweißverbindungen in der Fügezone hängt vom Oberflächenzuwachs und dem lokal wirkenden Kontaktdruck ab. Der Oberflächenzuwachs ist abhängig vom Materialfluss zwischen den Oberflächen, d. h. dem Abgleiten der Oberflächen übereinander. Im tribologischen System der Oberflächen muss es für die Werkstoffe mit der vorliegenden Reibpaarung möglich sein Oberfläche zu vergrößern (gegenseitiges Abgleiten). Ist der Umformwiderstand durch die Reibwirkung zu groß, konzentriert sich die Umformung außerhalb der Oberflächen und es findet ein unzureichender oder gar kein Oberflächenzuwachs statt (Analogie: Zylinderstauchversuch).

Die lokale Umformung zum partiellen Pressschweißen von Verbundplatten erfordert im allgemeinen kleine Werkzeuge – im Vergleich zum konventionellen Flachwalzen. Die Bedingungen innerhalb der Umformzone entsprechen deshalb nicht zwangsläufig den üblichen Annahmen des Flachwalzens (ebener Formänderungszustand, stationärer Prozess). In Abschnitt 7.1.6 auf Seite 116 werden dazu die Unterschiede und Gemeinsamkeiten am Beispiel der Spannungen im Walzspalt beschrieben.

Dass die Größe der Werkzeug einen Einfluss auf das Schweißergebnis hat, wurde bereits von AGERS und SINGER in ihren Studien zum Pressschweißen mit kleinen Werkzeugen festgestellt [167]. Um den Einfluss des Werkzeuges auf das Umformverhalten zu untersuchen, wurden zwei Versuchsanordnungen untersucht, die

- Werkzeugbreite der Arbeitswalze und

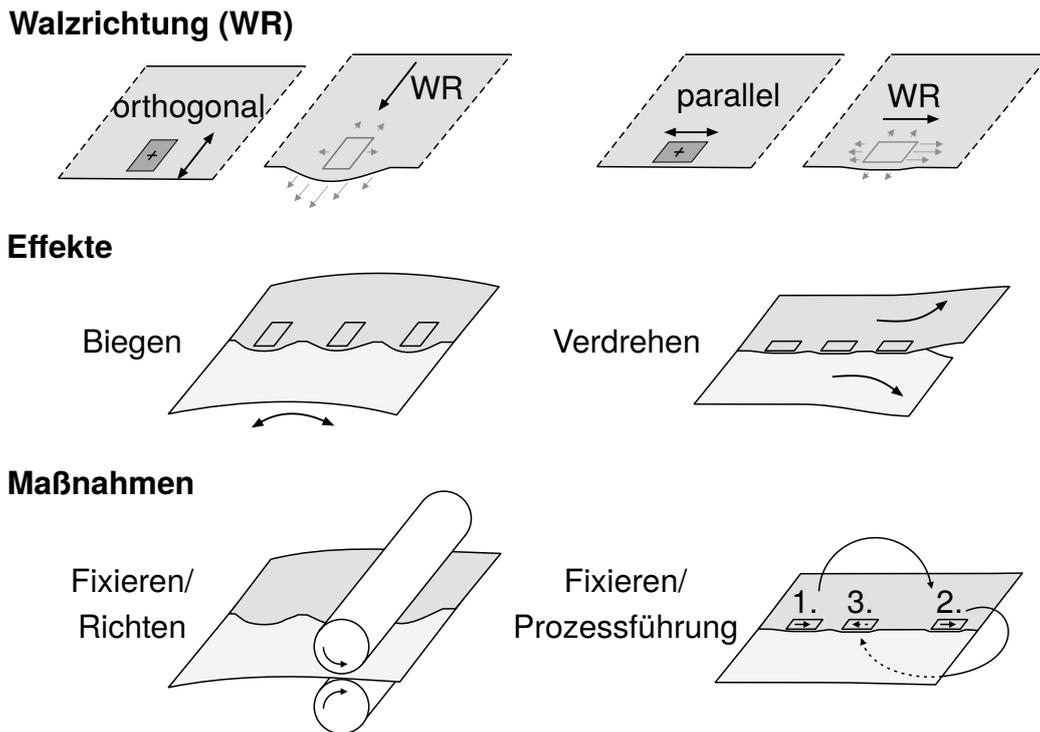


Abbildung 7.22: Auswirkung der Fugstellenorientierung auf den Materialfluss, die dadurch möglichen Verformungseffekte und mögliche Korrekturmaßnahmen

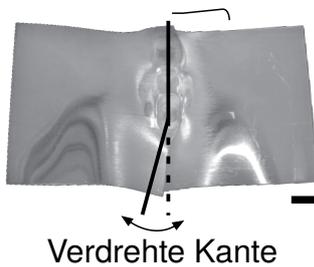
- die Größe bzw. der Radius des Auflagers.

Dazu wurden Pressschweißverbunde aus Aluminium und Stahl mit symmetrischer Anordnung (gleicher Werkzeugradius) und asymmetrischer Anordnung durchgeführt. Der Radius des Auflagerwerkzeuges wurde dafür mit 30 mm identisch zur Arbeitswalze und mit 78 mm mehr als doppelt so groß untersucht. Die Ergebnisse der Scherzugprüfung sind in Abb. 7.24 dargestellt. Mit einem symmetrischen Aufbau wurden durchgehend kleinere Scherzugkräfte ermittelt. Ursache dafür ist die Form der Umformzone, die durch die Kombination mit einem größeren Werkzeug länger ausfällt und damit günstigere Bedingungen für den Verbindungsaufbau bereitstellt. Dieser Effekt wird abstrahiert durch das Walzspaltverhältnis (Shape Factor)  $l_d/s_m$  beschrieben, dem Verhältnis aus gedrückter Länge zur mittleren Höhe. Entsprechend der erweiterten Formel für das Walzspaltverhältnis beim asymmetrischen Walzen mit unterschiedlichen Radien nach [187], stellt das Schaubild in Abb. 7.25a die Differenz ( $\Delta$ ) des Walzspaltverhältnisses zwischen dem asymmetrischen und symmetrischen Fall dar ( $R_w = 30 \text{ mm} = \text{const}$ ).

In der Versuchsreihe mit einer symmetrischen Anordnung ergibt sich bei der Dickenreduktion von 60 % ein Walzspaltverhältnis von sechs ( $F_s = 497 \text{ N}$ ), im asymmetrischen Fall eines von acht ( $F_s = 1127 \text{ N}$ ). Je größer demnach das Walzspaltverhältnis bei gleicher Dickenreduktion, desto größer wahrscheinlich auch die erreichbare Belastbarkeit des Verbundes durch die größere

**Prozessstrategie**

Sequentiell, einseitig



Sequentiell, mehrseitig  
alternierend



Sequentiell, einseitig  
und mit Versteifung

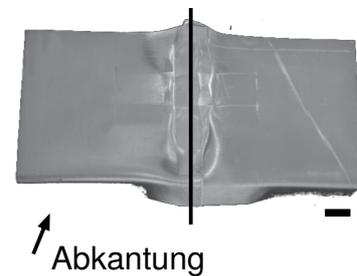


Abbildung 7.23: Korrekturmaßnahmen der Prozessführungsstrategie zur Reduzierung von unerwünschten Formabweichungen im Prozessablauf. Skalenbalken: 10 mm

verschweißte Fläche. Die Analyse der unterschiedlichen Walzspaltverhältnisse mittels FEA zeigt einen erhöhten Kontaktdruck bei gleichem Oberflächenzuwachs (Abb. 7.25). Für Fügepartner mit großem Festigkeitsunterschied ist der Effekt stärker ausgeprägt als bei gleichartigen Verbunden (Abb. 7.24). Der erhöhte Kontaktdruck innerhalb der FEA fällt im Vergleich zum starken Unterschied der Scherzugprüfung vergleichsweise gering aus, was möglicherweise auf die unzureichende Beschreibung der tatsächlichen Reibbedingungen im hierbei verwendeten vereinfachten Modell zurückzuführen ist.

Um den Einfluss der Werkzeugbreite auf das Umformverhalten, den Oberflächenzuwachs und die damit verbundene Verbundfestigkeit beim Pressschweißen zu untersuchen, wurden Aluminium-Kupfer-Proben durch inkrementelles Walzen überlappend verschweißt (EN AW-1050A H111 und CW004A, Größe: 120 mm · 10 mm · 1 mm). Dazu wurden zwei Walzwerkzeuge mit einer Stegbreite von 5 mm und 7,5 mm gefertigt und Proben für eine Scherzugprüfung mit einer Dickenreduktion von 60 % verschweißt (Radius:  $R_W = 30$  mm, Exzentrizität:  $\Delta m = 6$  mm).

Um die Umformbedingungen in Abhängigkeit der Werkzeugbreite besser zu verstehen, wurden zwei Ansätze zur Ermittlung des Oberflächenzuwachses untersucht: Erstens, die Berechnung in einem FE-Modell, abgebildet für Werkzeuge mit einer Breite  $b_W = 2,5$  mm bis 10 mm. Die Werkzeugbreite kann in der FE-Simulation variiert werden, um eine größere Spanne an Umformbedingungen abzudecken. Die wesentlichen Modellparameter sind in Tab. A3.1 auf Seite 183 aufgeführt. Zweitens, durch eine optische Formänderungsanalyse (Typ GOM Aramis). Mit Hilfe der optischen Formänderungsanalyse kann die Dehnung auf einer Bauteiloberfläche durch digitale Bildkorrelation sichtbar gemacht werden. Um die relative Bewegung der Oberfläche für die Software erfassbar zu machen, muss sie mit einem stochastischen Muster versehen werden. In den durchgeführten Versuchen wurde die Oberfläche der Aluminiumbleche zunächst

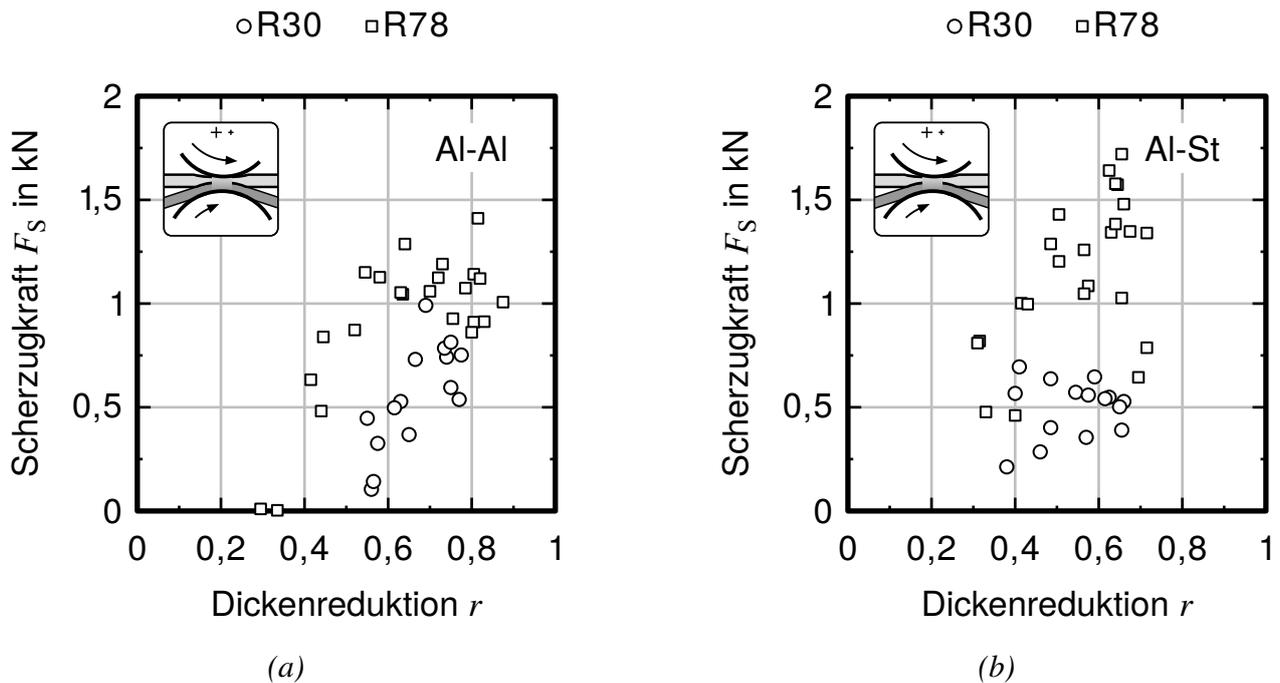


Abbildung 7.24: Einfluss der Werkzeugkombination auf die Scherzugkraft, Kombination des oberen Werkzeuges (Arbeitswalze, Radius 30 mm) mit zwei Auflagern (Radius  $R_A = 30$  mm und 78 mm): (a) Aluminium-Verbunde und (b) Aluminium-Stahl-Verbunde

mit einem weißen matten Dekorlack grundiert und anschließend mit schwarzem Dekorlack ein feines Muster aufgebracht. In Voruntersuchungen wurde festgestellt, dass die Lackschicht nur zusammen mit einer zusätzlichen Schutzschicht aus einer dünnen Folie (Nowoflon ET 6235 Z, 50  $\mu$ m) auf der Oberfläche erhalten bleibt und nicht durch den starken Abrieb verloren geht. Durch diese Maßnahmen wird der Aufbau eines Pressschweißverbundes unmöglich und der ermittelte Wert für den Oberflächenzuwachs stellt einen Vergleichswert dar. Diese Einschränkung gilt auch für die FE-Simulation, weshalb beide Ergebnisse untereinander kohärent sind.

Der Einfluss der Werkzeugbreite auf die Verbundfestigkeit von Aluminium-Kupfer beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen wurde für die Werkzeugbreiten  $b_W = 7,5$  mm und 10 mm an Scherzugproben untersucht. Mit einer Werkzeugbreite von 10 mm wurde eine durchschnittliche Scherzugkraft von  $960 \pm 2$  % gemessen. Verringert sich die Breite des Werkzeuges nur um lediglich 2,5 mm, steigt die durchschnittliche Scherzugkraft im selben Bereich auf 1220 N (+21 %). Darüber hinaus sinkt die Streuung (Standardabweichung) von 117 N auf um 45 % auf 64 N. Obwohl das Werkzeug kleiner ist, steigen die Belastbarkeit und Reproduzierbarkeit des Pressschweißverbundes.

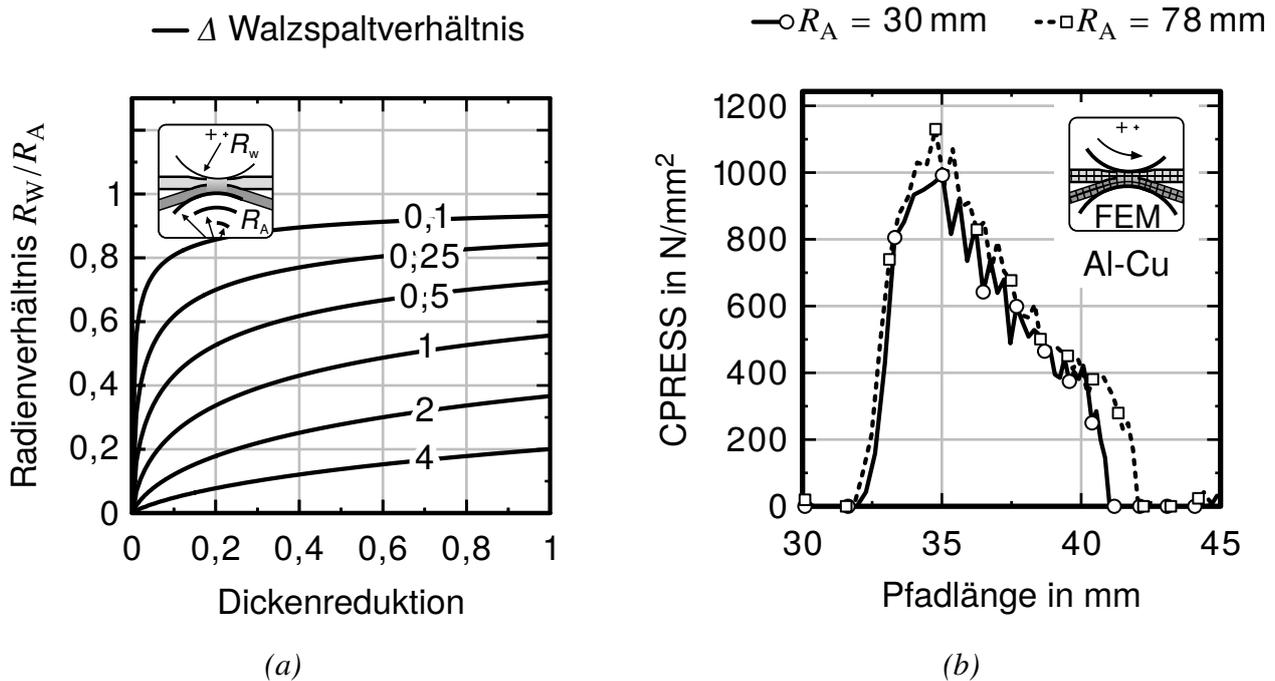


Abbildung 7.25: Einfluss des Werkzeuaufbaus auf die Umformzone: (a) Iso-Linien der Änderung des Walzspaltverhältnisses in Abhängigkeit des Radienverhältnisses der Werkzeuge und der Dickenreduktion ( $R_W = 30$  mm), (b) FEA des Oberflächenzuwachses und der Kontaktnormalspannung im Schnitt durch die Umformzone (Walzrichtung von links nach rechts)

Aus den Ergebnissen des FE-Modelles wurde der Oberflächenzuwachs berechnet (Knotenverschiebung), die Werte sind in Abb. 7.26b für den Längsschnitt der Aluminiumprobe dargestellt. Die Unterschiede im Oberflächenzuwachs und der Verteilung über die Fügezone sind in Abhängigkeit der Werkzeugbreite deutlich sichtbar. In allen drei dargestellten Anordnungen liegt der Oberflächenzuwachs über der Dickenreduktion von 60 %, weil sich die Umformung im weicheren Aluminium konzentriert. Der Verlauf des Oberflächenzuwachses zeigt eine deutliche Abhängigkeit von der Werkzeugbreite. Die erhöhte Scherzugkraft kann demnach auf einen wesentlichen Anstieg des Oberflächenzuwachses zurückgeführt werden.

Um den Einfluss unterschiedlicher Gestaltungsmaßnahmen auf den Übergangsbereich zwischen der Fügezone und der Einflusszone zu untersuchen, wurde ein FE-Modell aufgebaut und analysiert (vgl. Abb. 7.5 auf Seite 107). In einem vereinfachten FE-Simulationsmodell (2D) wurden zwei überlappende Bleche mit den Werkzeugprofilen umgeformt (Abb. 7.26a) und anschließend der Kontaktbereich des oberen Bleches mit dem Werkzeug im Längsschnitt analysiert. In Abb. 7.27 auf Seite 136 ist der Verlauf der Kontaktnormalspannung dargestellt.

Die in Abb. 7.27 auf Seite 136 dargestellte plastische Vergleichsdehnung PEEQ kann als Maß für die Belastung der Bleche an der Kante des Werkzeuges verwendet werden. Zum Vergleich

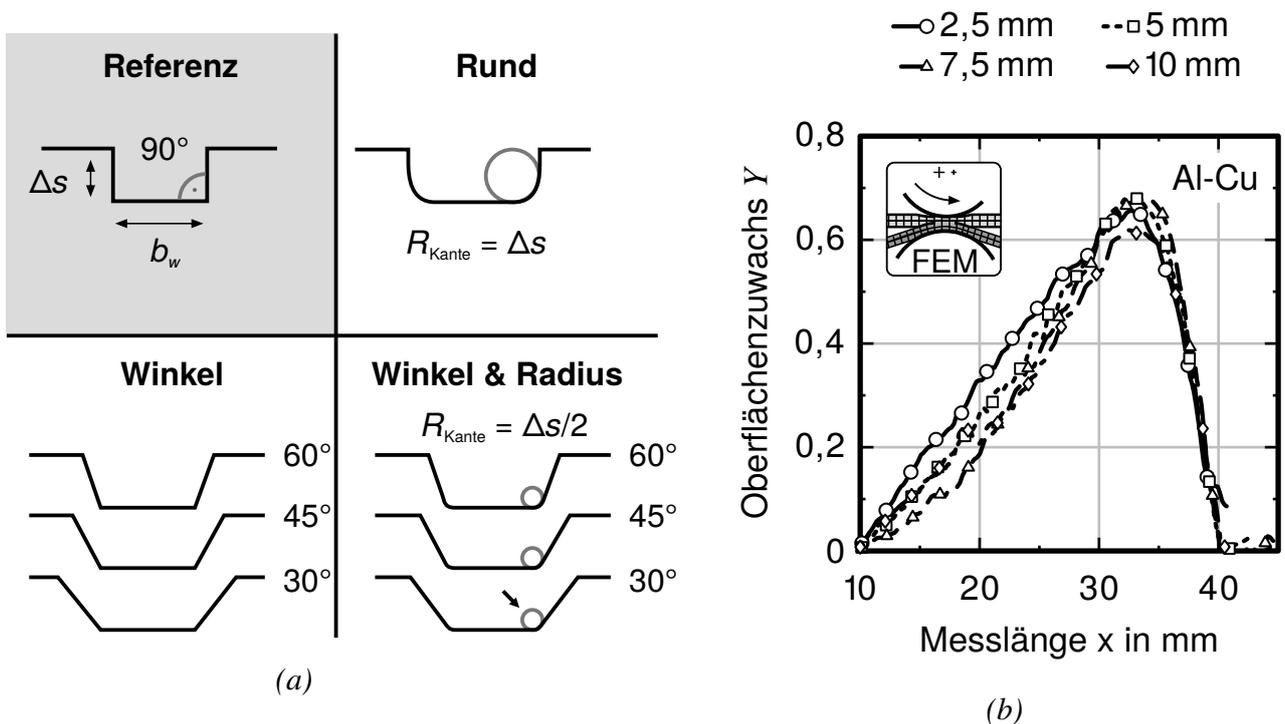


Abbildung 7.26: (a) Untersuchte Werkzeugprofile zur Gestaltung effizienter Werkzeuge, (b) FEA zum Oberflächenzuwachs  $Y$  auf der Aluminiumoberfläche in Abhängigkeit der Werkzeugbreite  $b_w$ , ermittelt im Längsschnitt auf der Kontaktfläche (parallel zur Walzrichtung)

der Werkzeugformen kann u. a. die Länge des Überganges zwischen der Fügezone und der Umformzone analysiert werden. Das Referenzwerkzeug führt durch die einfache Ausführung mit einer Kante im  $90^\circ$ -Winkel einen sehr kurzen Übergang von etwa 2 mm. Die gezielte Einstellung eines Überganges durch einen Böschungswinkel zwischen  $30^\circ$  bis  $60^\circ$  führt zu einem geringeren Dehnungsgradienten innerhalb des verlängerten Übergangsbereiches (4 mm bei einem Winkel von  $30^\circ$ ).

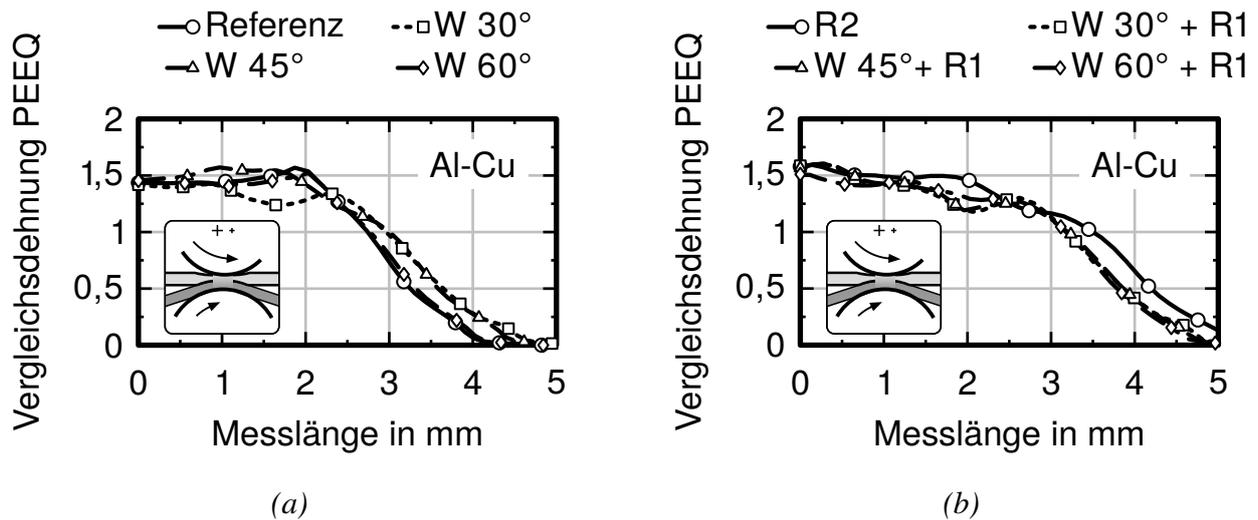


Abbildung 7.27: FEA der Werkzeugprofile: Verlauf der plastischen Vergleichsdehnung PEEQ an der Blechoberfläche mit Werkzeugkontakt, gemessen im Querschnitt durch die Fügezone (symmetrisch)

Mit einer Abrundung der Werkzeugkante kann die Verteilung der Dehnung in einer weiteren Stufe verbessert werden (Abb. 7.27b). Dabei verändert sich im betrachteten Fall die gesamte Fügezone. Durch den Radius wird die wirkende Fläche des Werkzeuges schmaler und es bildet sich kein deutliches Plateau mit konstanter Dehnung aus, wie es bei den Werkzeugen ohne Radius der Fall ist. Mit einem zusätzlichen Radius ändern sich durch den wirkenden Druck und die Breite der Fügezone die Reibverhältnisse und damit die Fließbedingungen. Die plastische Vergleichsdehnung verteilt sich stärker über den Werkzeugquerschnitt, was zur Folge hat, dass die Blechdicke außerhalb der verschweißten Fügezone größer wird.

Um diesen Effekt zu erfassen, wurden Querschliffe von Aluminium-Verbunden präpariert (Abb. 7.28) und die Breite der Fügezone mikroskopisch ermittelt. Dabei wurde die Breite der Fügezone exemplarisch anhand der sichtbaren Trennlinie zwischen den Fügepartnern erfasst und anschließend die Gesamtdicke der Fügepartner  $s_{1F}$  im Übergang, d. h. am Ende der Fügezone vermessen (Tab. 7.4). Um den Einfluss der Gesamtumformung zu berücksichtigen, wurde zudem das Verhältnis aus der Gesamtdicke im Übergang und der Gesamtdicke in der Fügezone bestimmt. Damit wird auch der Materialfluss quer zur Walzrichtung des Werkzeuges

berücksichtigt, der mit zunehmender Dickenreduktion ansteigt. Je größer das Verhältnis der Blechdicken desto breiter ist die wahre Fügezone. Danach schafft das Werkzeug mit einem Kantenradius von 2 mm (entspricht  $s_0$ ) die besten Bedingungen für die Ausformung einer breiten Fügezone.

Die Breite der Fügezone nimmt großen Einfluss, wenn die Verbundfestigkeit größer ist, als die Zugfestigkeit des Bleches außerhalb der Fügezone (=Versagen durch Bruch außerhalb der Fügezone). Dies ist besonders nach einer Wärmebehandlung wichtig, weil durch die Wärmebehandlung i. d. R. eine Festigung des Verbundes stattfindet und gleichzeitig der durch Kaltverfestigung gewonnene Festigkeitsanstieg innerhalb der Einflusszone um jeden Fügepunkt wieder abgebaut wird. Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Verbundfestigkeit und das Versagensverhalten wird deshalb im nachfolgenden Abschnitt beschrieben.

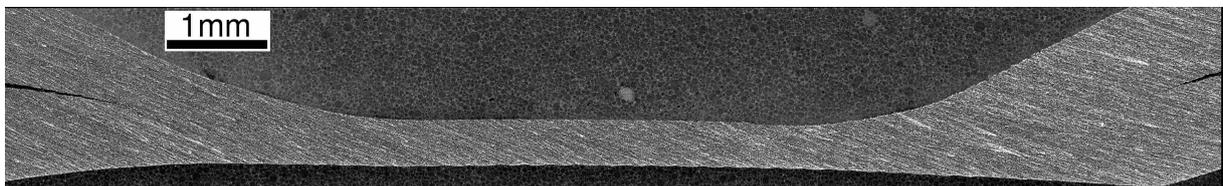


Abbildung 7.28: Querschnitt durch die Fügezone eines pressverschweißten Aluminium-Verbundes (EN AW-1050A H111), Probengröße: 15 mm x 120 mm x 1 mm Werkzeugform: Radius 2 mm, 75 % Dickenreduktion

### 7.2.3 Gestaltungsstrategien für lineare Fügelinien an Verbundplatten

Die Herstellung von Verbundplatten erfordert eine passende Umformstrategie, um die erforderliche Verbundfestigkeit zu erzielen und eine hohe Form- und Maßhaltigkeit der Verbundplatte zu gewährleisten. Das in dieser Arbeit vorgestellte inkrementelle Walzen ermöglicht einen besonders großen Freiraum zur Gestaltung der Umformstrategie, der Anordnung und Abfolge der Fügepunkte:

Tabelle 7.4: Messung zur Blechdicke im Auslauf der Fügezone  $s_{1F}$  von Aluminium-Pressschweißverbunden

Werkzeugform	mittlere Blechdicke $s_{1F}$	Verhältnis $s_1/s_{1F}$
Referenz	1,01	1,44
Winkel 30°	1,15	1,50
Winkel 30° + Radius 1 mm	1,11	2,60
Radius 2 mm	1,76	3,56

- die Position des Fügepunktes (in der Arbeitsebene),
- die Ausrichtung der Fügepunkte (z. B. relativ zur überlappenden Kante) und
- die Seite des Fügepunktes (Platinen/Arbeitsebene umdrehen).

Darüber hinaus nehmen besonders die

- Schrittweite beim Umformen der Fügepunkte und
- ihre Überlappung (längs/quer)

einen großen Einfluss auf die Fügelinie. Die Position und Ausrichtung der Fügepunkte wurde in Abschnitt 7.2.1 auf Seite 128 u. a. im Hinblick auf die Verbundfestigkeit bereits diskutiert. Die Schrittweite zwischen den einzelnen Fügepunkten innerhalb einer Fügelinie und deren Überlappung sind zwei weitere Prozessparameter, die insb. für eine durchgehende Fügelinie mit konstanter Blechdicke und Verbundfestigkeit wichtig sind.

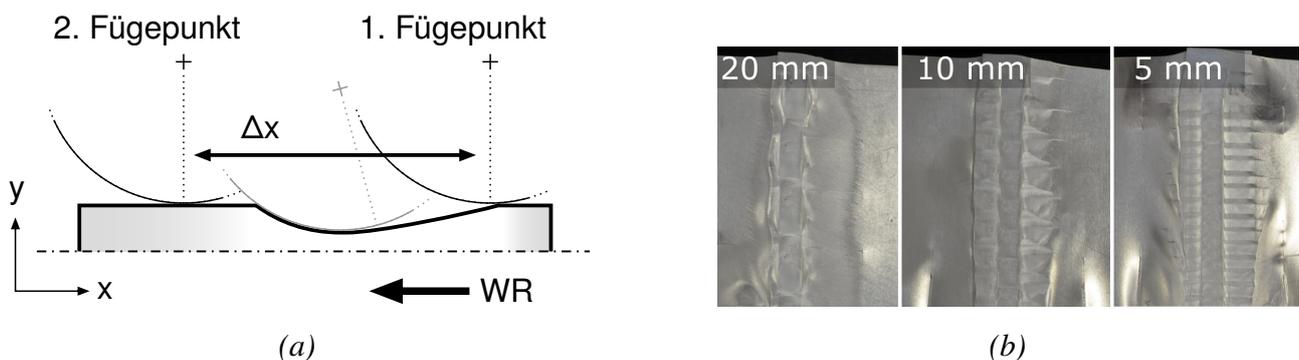


Abbildung 7.29: Einfluss der Schrittweite  $\Delta x$  auf den Längsschnitt der Fügelinie bei Aluminium-Verbundplatinen: (a) Schematische Darstellung der Schrittweite zwischen den Fügepunkten, (b) Fotos der Verbundplatinen mit unterschiedlicher Schrittweite (EN AW-1050A H111, Dickenreduktion 65 %)

Um den Einfluss der Schrittweite auf die Herstellbarkeit von Verbundplatinen (Form- und Maßgenauigkeit) und die Verbundfestigkeit zu untersuchen, wurden Verbundplatinen aus Aluminium EN AW-1050 H111 hergestellt. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Abb. 7.29 und 7.30 auf dieser Seite und auf Seite 140 dargestellt. Der Abstand zwischen zwei Fügepunkten, die Schrittweite  $\Delta x$  wurde von 5 mm bis 20 mm variiert. Im Längsschnitt durch die Fügelinie ergibt sich ein wellenförmiges Profil, dessen Tiefe mit kleiner werdender Schrittweite bzw. zunehmender Überschneidung der Fügepunkte abnimmt. Die gemessene Profiltiefe stimmt sehr gut mit der theoretischen Rautiefe  $R_{z_{th}}$  überein und kann über den Walzendurchmesser  $D_w$  und die Schrittweite  $\Delta x$  bestimmt werden (Gl. 7.17).

$$R_{z,th} = \frac{D_w}{2} - \sqrt{\frac{D_w^2 - \Delta x^2}{4}} \quad (7.17)$$

Eine repräsentative Auswahl an Proben wurde für die Scherzugprüfung präpariert. Dazu wurden die Verbundplatten senkrecht zur Fügelinie auf Plattenabschnitte mit einer Breite von je 55 mm geschnitten (vgl. Abb. 7.31 auf Seite 141). Die ermittelte Scherzugkraft zeigt im Mittel nur eine geringe Abhängigkeit von der untersuchten Schrittweite. Hierbei spielen zwei Effekte eine Rolle: mit kleinerer Schrittweite steigt die Anzahl an Fügepunkten bei gleicher Probenbreite, im Gegenzug nimmt die gegenseitige Beeinflussung der Fügepunkte untereinander zu, sodass eine Vorschädigung eintritt. Aus der Zugfestigkeit  $R_m$  des Werkstoffes und dem Probenquerschnitt kann für die Ausgangsblechdicke jedes Fügepartners von  $s_0 = 1$  mm eine nominelle Zugfestigkeit der Probe von  $5255 \text{ N/mm}^2$  und eine nom. Scherzugfestigkeit von  $3016 \text{ N/mm}^2$  berechnet werden (ohne Kaltverfestigung). Die Messwerte in Abb. 7.30b liegen oberhalb der nom. Scherzugfestigkeit und unterhalb der Zugfestigkeit. Bei diesen Proben findet bereits eine Einschnürung außerhalb der Fügelinie statt (vgl. Abb. 7.31 auf Seite 141). Mit ansteigender Schrittweite liegt kein durchgehender Verbund entlang der Fügelinie vor, d. h. im Querschnitt wechseln sich Bereiche mit und ohne Pressschweißverbund ab. Die Scherzugfestigkeit liegt auf Grund der lokal starken Kaltverfestigung in der Umformzone über der nominellen Scherzugfestigkeit.

In Abb. 7.31 auf Seite 141 sind zwei Scherzugproben mit unterschiedlich orientierten Fügepunkten abgebildet. Beide Proben weisen ein Versagen außerhalb der Fügepunkte auf, der Riss verläuft neben der Fügelinie. Bei ausreichender Festigkeit versagen die Proben im dünnsten Punkt außerhalb der Fügepunkte. In Abb. 7.31a auf Seite 141 liegt dieser in Walzrichtung neben der Fügezone, in Abb. 7.31b auf Seite 141 vor der Einlaufzone.

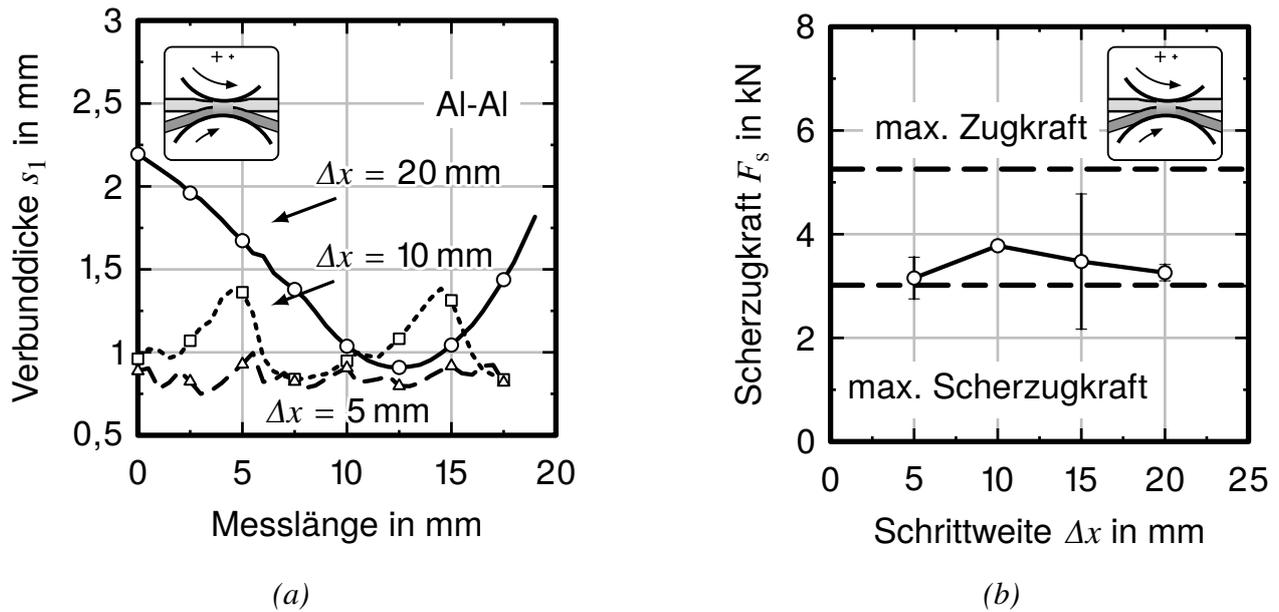


Abbildung 7.30: Einfluss der Schrittweite  $\Delta x$  auf den Längsschnitt der Fügelinie bei Aluminium-Verbundplatten: (a) Dicke der Verbundplatte im Längsschnitt der Fügelinie, (b) Scherzugkraft in Abhängigkeit der Schrittweite (Werkstoff: 1 mm EN AW-1050A H111, 65 % Dickenreduktion)

Das Versagen am Rand der Umformzone konnte bei Fügepunkten parallel zur Blechkante u. a. auf eine induzierte Schädigung durch das Werkzeug zurückgeführt werden. Eine mikroskopische Analyse der Umformzone im Querschliff (senkrecht zur Walzrichtung) zeigt einen sehr kurzen Übergang der Blechdicke vom Ursprung  $s_0$  auf die erreichte Enddicke  $s_1$ . Dieser Übergang wird durch die Form des Werkzeuges definiert und führt bei einfachen Werkzeugen mit rechteckigem Querschnitt zu großen Formänderungsgradienten entlang der Umformzone. Es wurde deshalb untersucht, mit welchen Gestaltungsmaßnahmen das Werkzeug angepasst werden kann, um die Gestalt der Fügestelle im Hinblick auf die Lasteinleitung zu verbessern und geometrische Rissinitiierung zu reduzieren.

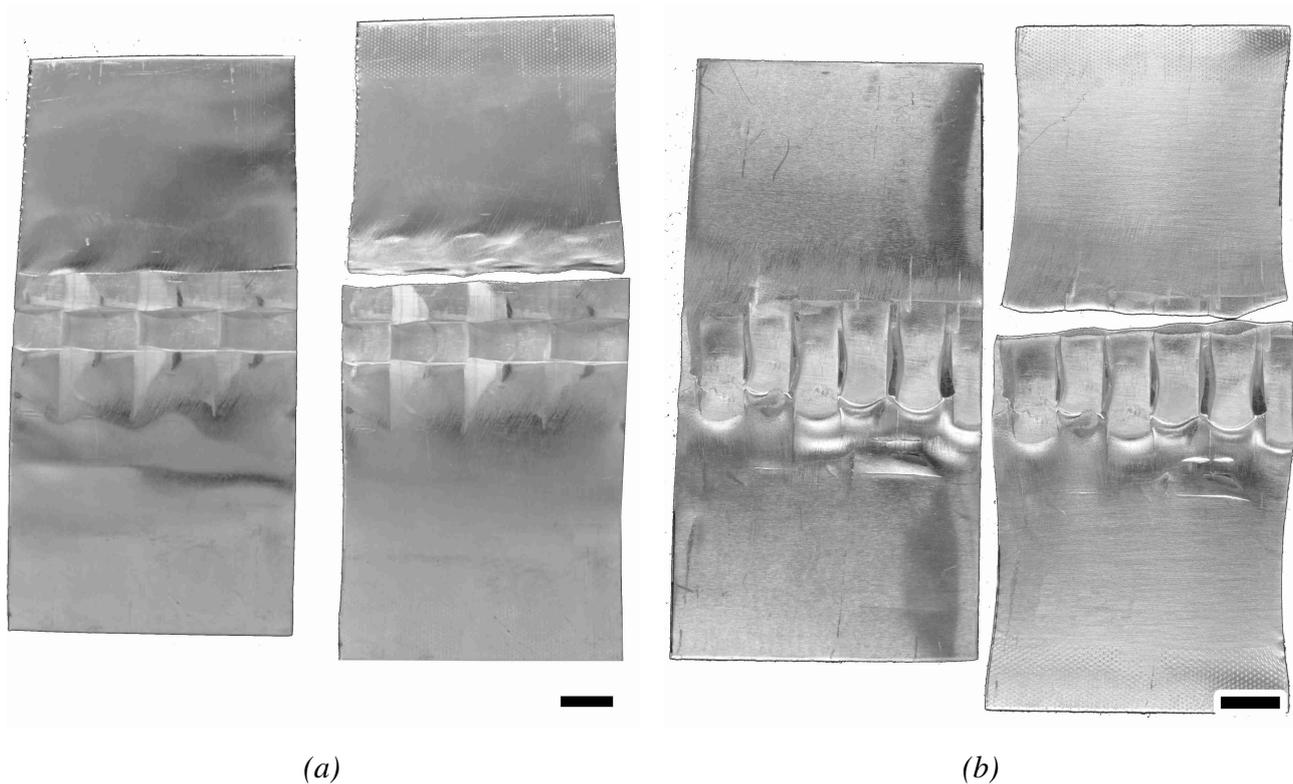


Abbildung 7.31: Scherzugproben aus AW-1050A H111 Verbundplattenen vor und nach der Scherzugprüfung. (a) Parallel verschweißt mit  $\Delta x = 25 \text{ mm}$ ,  $F_s = 4156 \text{ N}$ , (b) Orthogonal verschweißt,  $F_s = 4391 \text{ N}$ . Skalenbalken: 10 mm

#### 7.2.4 Untersuchung zur Wärmebehandlung von Pressschweißverbunden

Die Wärmebehandlung gehört zu den Standardverfahren in der Nachbehandlung von Pressschweißverbindungen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde untersucht, welchen Einfluss eine Wärmebehandlung auf die Verbundfestigkeit beim inkrementellen Walzen hat. Dazu wurden Versuchsproben nach dem Pressschweißen in einem Industrieofen unter normaler Atmosphäre wärmebehandelt und anschließend im Scherzugversuch geprüft.

Der Einfluss der Temperatur auf die verwendeten Werkstoffe Aluminium AW-1050A H111 und Kupfer CW004A wurde an Norm-Flachzugproben (DIN 50125 H20x80) ermittelt (Abb. 7.32a). Es konnte für das untersuchte Temperatur- und Zeitfenster kein messbarer Einfluss der Temperatur auf die Zugfestigkeit oder die Bruchdehnung der Ausgangswerkstoffe ermittelt werden (Bruchdehnung  $A$  für AW-1050A H111  $A = 67 \%$  und für CW004A  $A = 48 \%$ ).

Die Scherzugprüfung von pressverschweißten Kupfer-Aluminium Verbunden zeigte nach der Wärmebehandlung einen leichten Anstieg der gemessenen Scherzugkraft (Abb. 7.32) mit einem lokalen Maximum bei  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  für 3 h. Für beide Wärmebehandlungstemperaturen wurden

aber auch geringere Scherzugkräfte ermittelt. Ursache für die reduzierte Verbundfestigkeit bei kurzer Behandlungszeit ist der Abbau der eingebrachten Kaltverfestigung.

In [26] wird auf die potentielle Bildung von spröden intermetallischen Phasen bereits ab  $65\text{ }^{\circ}\text{C}$  hingewiesen, die ab einer Schichtdicke von  $50\text{ }\mu\text{m}$  die Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Fugestelle beeinträchtigen. Bei  $204\text{ }^{\circ}\text{C}$  erreicht die intermetallische Phase nach erst ca. einem Monat diese Schichtdicke [26]. ABBASI, KARIMI TAHERI und SALEHI messen nach 5 h bei  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  eine Schichtdicke von nur  $0,3\text{ }\mu\text{m}$  und stellen in Schälversuchen aber einen deutlich verringerten Schälwiderstand bereits ab einer Schichtdicke von  $2,5\text{ }\mu\text{m}$  fest [188].

Insgesamt ist für die untersuchten Kupfer-Aluminium Pressschweißverbunde nicht von einer negativen Beeinflussung durch intermetallische Phasen im betrachteten Temperatur- und Zeitfenster auszugehen. In Mikroskopieaufnahmen waren ebenfalls keine intermet. Phasen sichtbar.

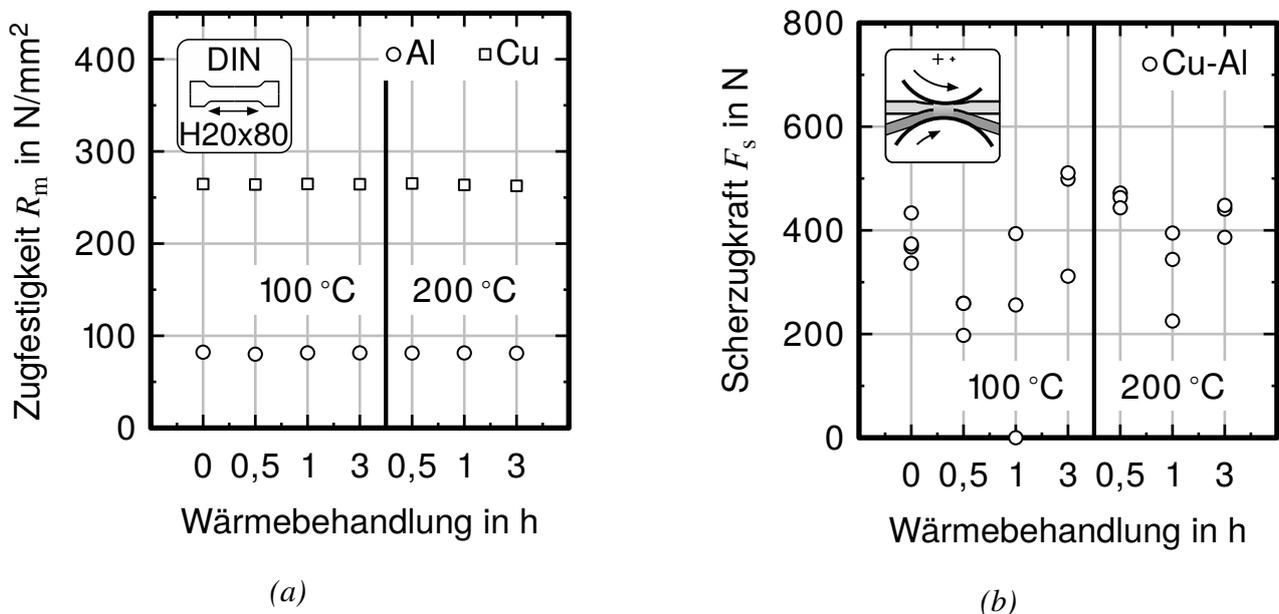


Abbildung 7.32: Einfluss von Temperatur und Haltedauer auf (a) die Zugfestigkeit von Flachzugproben und (b) Kupfer-Aluminium Pressschweißverbunden bei 67,5% Dickenreduktion (Probengröße:  $10\text{ mm} \cdot 80\text{ mm} \cdot 1\text{ mm}$ , Exzentrizität:  $\Delta m = 1,75\text{ mm}$ )

### 7.2.5 Umformbarkeit partiell plattierter Blechhalbzeuge

Blechplatinen werden in unterschiedlichen Umformprozessen verarbeitet und unterliegen im Formgebungsprozess einer großen Bandbreite von Belastungen. Das Pressschweißen durch inkrementelles Walzen eignet sich insbesondere für die Herstellung von Verbundplatinen aus Werkstoffkombinationen, wie z. B. Stahl-Aluminium oder Aluminium-Kupfer. Grund-

sätzlich stellen Verbundplatten vergleichbare Anforderungen an den Umformprozess wie Tailored Blanks, d. h. der Verlauf der Fügelinie über die Platine muss durch die Werkzeuggestalt und Prozessführung berücksichtigt werden (Freimachungen, Nachformoperationen, Fixierungen) [189, P2]. Die vergleichsweise geringe Blechdicke in der Fügelinie führt zu einer starken Spannungskonzentration und dem vorzeitigen Versagen des Verbundes unter Last, wenn in der Prozessführung keine ausreichenden Gegenmaßnahmen getroffen werden.

Um Verbundplatten für Folgeoperationen vorzubereiten, ist eine Wärmebehandlung sinnvoll. Wie in Abschnitt 7.2.4 auf Seite 141 dargestellt, kann dabei die Verbundfestigkeit der Fügestelle gesteigert und das ursprüngliche Formänderungsvermögen der Werkstoffe wiederhergestellt werden. Durch die Wärmebehandlung kommt es zu einer Verschiebung des kritischen Querschnittes aus der Fügezone in die Einflusszone (Abschnitt 7.2.1 auf Seite 128). Dieser Effekt muss in der Auslegung der Fügestelle/-linie berücksichtigt werden.

In Abb. 7.33 ist die Umformung von Verbundplatten zu profilmförmigen Bauteilen exemplarisch dargestellt. Denkbar sind neben den dargestellten geraden Fügelinien natürlich auch angepasste geschwungene Fügelinien, die sich an der komplexen Kontur des fertigen Bauteils orientieren.

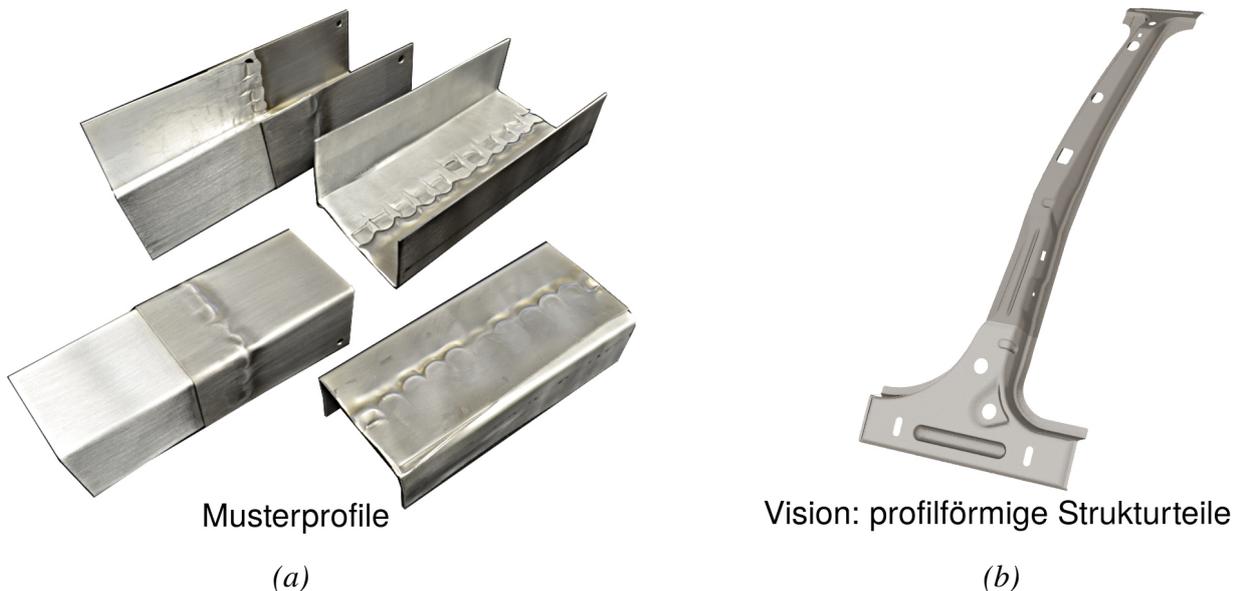


Abbildung 7.33: Umformung von Verbundplatten: (a) 50 mm breite U-Profile aus Stahl und Aluminium, (a) Illustration einer B-Säule aus einer hybriden pressgeschweißten Verbundplatte

In diesem Kapitel wurden Aspekte der Prozessführung beim Pressschweißen durch inkrementelles Walzen untersucht und dargestellt. Für die effiziente und auch wirtschaftliche Auslegung von einzelnen Umformprozessen und der gesamten Prozesskette ist die numerische Simulation

ein unverzichtbares Hilfsmittel. Das Pressschweißen ist als vglw. kleines Nischenverfahren bisher nicht in den Fokus von großen Simulationsvorhaben gerückt. Nicht zuletzt deshalb bestehen in aktueller FE-Software wie LS-Dyna oder Abaqus keine standardisierten Implementierungen der benötigten Wirkzusammenhänge.

Im folgenden Kapitel wird deshalb eine mögliche Implementierung des Pressschweißeffektes durch die benutzerdefinierte Modifikation der Kontaktroutine vorgestellt. Durch die Abbildung des Pressschweißens innerhalb der Simulationsmethoden können Prozesse zukünftig nicht nur besser auf die gewünschte Verbundfestigkeit ausgelegt werden, sondern es eröffnet ein großes Spielfeld für potentielle Anwendungen des Pressschweißens in diversen Umformprozessen als integriertes Schweißverfahren.

## 8 FE-Modellierung von Pressschweißverbindungen

Im letzten Kapitel dieser Arbeit wird eine Möglichkeit zur Implementierung des Pressschweiß-Effektes in die kommerzielle FE-Software Abaqus (Dassault Systèmes) vorgestellt. Mit der hier beschriebenen Benutzer-Subroutine ist es möglich ein beliebiges Modell/einen Algorithmus für den Aufbau von Pressschweißverbindungen in das Simulationsmodell einzubinden.

### 8.1 Bestehende Modellierungsansätze für das Pressschweißen

Die Voraussage der Verbundfestigkeit einer Pressschweißverbindung zwischen zwei Oberflächen bzw. Fügepartnern ist für die konstruktive Auslegung einer Verbindung und die Nutzung in einer industriellen Anwendung unerlässlich. Die in Kapitel 2 auf Seite 3 vorgestellten Beschreibungen der Verbundfestigkeit berücksichtigen im Wesentlichen zwei Oberflächenzustände:

1. Native Oxidschichten
2. Mechanisch aktivierte Oberflächen durch lokale Verfestigung

Durch den Einsatz von elektrochemischen Verfahren zur Aktivierung der Metalloberflächen (Kapitel 5 und 6) sind weitere Zustände möglich:

- aktive, oxidfreie Oberflächen
- Haftvermittler
- metallische Beschichtungen

Im Rahmen dieser Arbeit wurde gezeigt, dass alle drei dieser Oberflächenzustände unterschiedliche Auswirkungen auf den Aufbau von Pressschweißverbindungen besitzen. Aktivierte Oberflächen, die nahezu oxidfrei sind, wie z. B. unter Immersion hergestellt werden könnten (Abschnitt 5.4 auf Seite 76), würden die Schweißbarkeit verbessern. Haftvermittler dienen zur Ausbildung von Verbindungen zwischen Teilen der Oberflächen, die keine Pressschweißverbindung aufbauen, z. B. zwischen den Oxiden (Abschnitt 6.1 auf Seite 84) und verstärken den Gesamtverbund. Metallische Beschichtungen können die Schweißbarkeit ebenfalls verbessern, sofern sie auf den Werkstoff und dessen mechanisches Verhalten abgestimmt sind (Abschnitt 6.2 auf Seite 87 oder [75]). Während metallische Beschichtungen z. B. in der Beschreibung durch

ZHANG abgebildet werden können, erfordern haftvermittelnde Beschichtungen, wie z. B. BT-SE oder MP-TMS eine neue Formulierung, für die in dieser Arbeit ein erster Ansatz vorgestellt werden soll.

Alle bestehenden Modellierungsansätze, inklusive der in dieser Arbeit vorgestellten Herangehensweise erfordern zur Voraussage der Gesamtfestigkeit immer die Kenntnis der tatsächlichen Oberflächenvergrößerung, einer Größe, die praktisch jedoch nur schwer zu ermitteln ist. Eine sehr gute Möglichkeit, um die Vergrößerung der Oberfläche im Prozess, insbesondere ihre lokale Verteilung, zu ermitteln und auszuwerten ist die numerische Simulation. Die Abbildung von Pressschweißvorgängen ist in Simulationen besonders interessant, weil damit unter Berücksichtigung der notwendigen Modellreduktion

- aufwändige Versuche eingespart werden können,
- Prozesse auf die spezifischen Anforderungen des Pressschweißens ausgelegt und
- die Vorgänge zwischen den Oberflächen zeitaufgelöst beobachtet werden können.

Das verwendete Modell muss für die jeweilige Aufgabe angepasst werden. So können keine Effekte beobachtet werden, die nicht in das Modell implementiert sind. Für Pressschweißverbindungen betrifft das im Besonderen den Oberflächenkontakt. In dessen Beschreibung müssen die folgenden Effekte berücksichtigt werden:

- die Reibung und
- der Aufbau von Pressschweißverbindungen bei
- Versagen der Deckschichten (Versagenskriterien) und
- das Versagen von Pressschweißverbindungen unter Last.

Modelle unterscheiden sich in ihrem Aufbau bzw. ihrer Komplexität und den im Modell abgebildeten Wirkmechanismen. Anhand deren Anzahl bzw. Umfang können Modelle verglichen und gruppiert werden. Tab. 8.1 stellt die in Abschnitt 2.4 auf Seite 12 vorgestellten Modelle für Pressschweißverbindungen gegenüber. Die Komplexität der Modelle kann auch durch die Anzahl der benötigten Parameter vereinfacht abgebildet werden, allerdings sollte die Anzahl immer in Bezug auf die abgebildeten Mechanismen gewichtet werden. So besitzt z. B. ein Modell, in dem die Oberflächenzustände blank und gebürstet differenziert werden, wahrscheinlich mehr Parameter als ein Modell mit weniger Zustandsformen (bei gleicher Modellierungstiefe). Zusätzlich muss unterschieden werden, ob sich das Modell auf einen bestimmten Prozess beschränkt oder allgemeingültig formuliert ist. Das Freiburger Modell z. B. besitzt eine Reihe von Parametern, die sich direkt auf das Walzplattieren beziehen und nur dort Verwendung finden [77]. Die in Tab. 8.1 dargestellte Einordnung ist folglich eine qualitative Orientierung.

*Tabelle 8.1:* Vergleich bestehender Modellierungsansätze für (Kalt-) Pressschweißverbindungen und die jeweils implementierten Wirkmechanismen als Maß der Modellkomplexität

Modell	Typ	Wirkmechanismen	Komplexität	Quelle
Vaidyanath	empirisch	-	einfach	[85]
Bay	empirisch	Oxid- und Deckschicht	mittel	[73]
Bay & Zhang	empirisch	univ. Schichtversagen	hoch	[75]
Freiberger Modell	empirisch	univ. Schichtversagen, Verfestigung, Temperatur, Diffusion	sehr hoch	[78]
Cooper & Allwood	analytisch	Oxidschicht, Schwellwert	mittel	[79]

Alle hier vorgestellten Modellierungsansätze beschränken sich auf den metallischen Werkstoff und seine Deckschichten. Zur Abbildung der untersuchten Haftvermittler ist deshalb eine Modellerweiterung erforderlich, die im folgenden Abschnitte beschrieben wird.

### 8.1.1 Anforderungen an Verbundfestigkeitsmodelle für elektrochemisch aktivierte Metalloberflächen

Zusätzliche Bindungstypen erfordern, wie auch die Pressschweißverbindungen, eine Beschreibung des Verbindungsaufbaus entlang von im reduzierten Modell abbildbaren Kriterien (z. B. Oberflächenzuwachs und Kontaktdruck). Bei den in dieser Arbeit vorgestellten (molekularen) Haftvermittlern sind drei wesentliche Zustandsbeschreibungen erforderlich:

- Belegungsgrad der Oberfläche
- Vernetzungsgrad der Beschichtung ( $\approx$  Verbindungsanzahl)
- Verbindungsfestigkeit der molekularen Kette bzw. des verketteten Systems

Die exakte Beschreibung dieser Zustände ist nur durch komplexe Modelle möglich und entzieht sich auf Grund der wirkenden Skalen weitestgehend praktischen Zugängen für eine isolierte quantitative Erfassung. Kann die Verbindungsfestigkeit einer molekularen Kette zwar theoretisch idealisiert bestimmt werden, wirken in der Praxis aber eine Vielzahl an Faktoren auf sie ein. Die analytische Beschreibung gibt deshalb nur einen Anhaltspunkt mit großer Unsicherheit vor. Im Fall von MPTMS und BTSE ist für die Vernetzung (Kondensationsreaktion) eine Wärmebehandlung erforderlich, deren Wirksamkeit ebenfalls erfasst werden müsste.

Zunächst muss eine Verbindungsfestigkeit für die haftvermittelnde Beschichtung definiert werden. Sowohl die praktische als auch die theoretische Analyse der Bindungskräfte molekular-

larer Ketten sind komplex und greifen z. B. auf stochastische Modelle zurück. In Versuchen im Rasterkraftmikroskop konnten Zugkräfte von 1 nN bis 2 nN an der Tastspitze gemessen werden [191, 192]. Die tatsächliche Anzahl an molekularen Bindungsketten bleibt unbekannt. Experimentelle Ergebnisse zu BTSE-Beschichtungen finden sich z. B. in [176, 177], wonach die Scherfestigkeit einer solchen Beschichtung zwischen 5 N/mm<sup>2</sup> bis 10 N/mm<sup>2</sup> liegen könnte.

Der Aufbau eines Verbundes mit mehreren Teilverbindungen unterschiedlichen Typs ist in Abb. 8.1 für zwei Verbindungstypen A und B dargestellt. Die neue Gesamt-Verbundfestigkeit ergibt dann durch die Mischungsregel in Gl. 8.1.

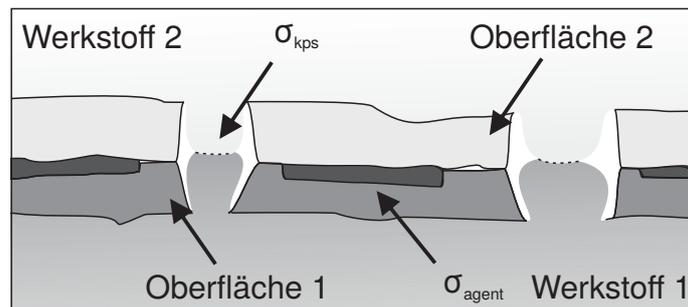


Abbildung 8.1: Schematischer Aufbau von unterschiedlichen Verbindungen zwischen zwei Oberflächen, z. B. einer Pressschweißverbindung (*bond*,  $\sigma_{b2}$ ) und einem Haftvermittler (*agent*,  $\sigma_{b1}$ )

$$\sigma_b \cdot A_n = \sigma_{kps} \cdot \frac{A_{kps}}{A_n} + \sigma_{agent} \cdot \frac{A_{agent}}{A_n} \quad (8.1)$$

## 8.2 Implementierung des Kaltpressschweißens in FE-Modelle

Die in dieser Arbeit verwendete Software zur FE-Simulation „Abaqus“, bietet die Möglichkeit benutzerdefinierte Verhaltensweisen durch Subroutinen abzubilden. Für die Kontaktmodellierung muss die Subroutine UINTER verwendet werden, in der eine konsistente Zustandsbeschreibung aufgestellt werden muss, die das mechanische (und thermische) Verhalten zwischen den Oberflächen im Kontakt beschreibt [193]. Der wesentliche Zusammenhang besteht in der Änderung des Kontaktdruckes  $p$  in Abhängigkeit des Abstandes beider Oberflächen  $h$  und der Schubspannung  $\tau_i$  in Abhängigkeit der Relativbewegung  $\gamma_j$  (Slip) zwischen den Oberflächen. Den Zusammenhang zwischen den äußeren Größen (Abstand und Relativbewegung) und inneren Größen (Kontaktdruck und Schubspannung) bildet die Steifigkeitsmatrix der Oberfläche  $\mathbf{K}$  ab (Gl. 8.2).

$$\begin{aligned}
\begin{pmatrix} \partial p \\ \partial \tau_i \end{pmatrix} &= \mathbf{K} \cdot \begin{pmatrix} \partial h \\ \partial \gamma_j \end{pmatrix} \\
&= \begin{pmatrix} K_{\partial h}^{\partial p} & K_{\partial \gamma_j}^{\partial p} \\ K_{\partial h}^{\partial \tau_i} & K_{\partial \gamma_j}^{\partial \tau_i} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \partial h \\ \partial \gamma_j \end{pmatrix}
\end{aligned} \tag{8.2}$$

Zur Bestimmung der erforderlichen partiellen Ableitungen, müssen zunächst die Zustandsgleichungen für den Kontaktdruck und die Schubspannung festgelegt werden. Abb. 8.2 veranschaulicht die Kontaktsituation zwischen den Oberflächen. In Abb. 8.2a sind die diskretisierten Oberflächen dargestellt. Abaqus erfordert eine Aufteilung in Master- und Slave-Oberfläche (Surface-to-Surface Contact). Zu Beginn der Simulation wird zwischen den Oberflächen eine Gruppe aus Knotenpaaren (Node Pair) gebildet und in jeder anschließenden Iteration wird die Subroutine für jedes Knoten-Paar aufgerufen und liefert als Ausgabe das Verhalten bzw. die Reaktion des Knotens der Slave-Oberfläche. Eine Reihe von Informationen werden in die Subroutine hineingereicht, darunter

- der Abstand zwischen den Knoten  $rdisp(1)$  (normal zur Oberfläche,  $h$ ),
- die mit dem Knoten assoziierte Fläche  $area$  und
- die Verschiebung des Knotens  $rdisp(2)$  (2D, in 3D: 2 und 3).

Der entstehende Kontaktdruck wird über den Abstand der Oberflächen zueinander definiert. Hierzu bestehen mehrere Möglichkeiten die Druck-Abstands-Kurve zu gestalten [194]. Als guter Kompromiss zwischen Konvergenzrate und Durchdringung, wird für das als Hard Contact bezeichnete Verhalten (Penalty Method,  $p(h < 0) = 0, p(h \geq 0) \approx \infty$ ) ein Kontakt mit der Kontaktsteifigkeit  $k_p$  verwendet (Gl. 8.3). Die Kontaktsteifigkeit  $k_p$  (Interface Stiffness) erzeugt einen Kontaktdruck, sobald sich die Oberflächen(-knoten) über eine Toleranzzone  $c_0$  hinaus annähern. Um eine Überschneidung der Oberflächen zu verhindern steigt dieser an, bis er bei vollständigem Kontakt der Oberflächen (Abstand  $h = 0$ ) auf  $p_0$  ansteigt.

$$p(h) = k_p \cdot h + c_0 \tag{8.3}$$

Für den Zusammenhang zwischen der Relativbewegung und der Schubspannung kann ein beliebiges Reibmodell benutzt werden. In dieser Arbeit wurde das Reibmodell nach Coulomb mit einer Schubfließgrenze  $\tau_{i,max}$  verwendet (vgl. Abschnitt 2.6 auf Seite 29). Die numerische Implementierung der Reibung nach Coulomb ist in [194] oder [195] beschrieben. Zusammenfassend wird die Steifigkeitsmatrix  $K$  für den betrachteten Fall entsprechend der Gl. 8.4, 8.5,

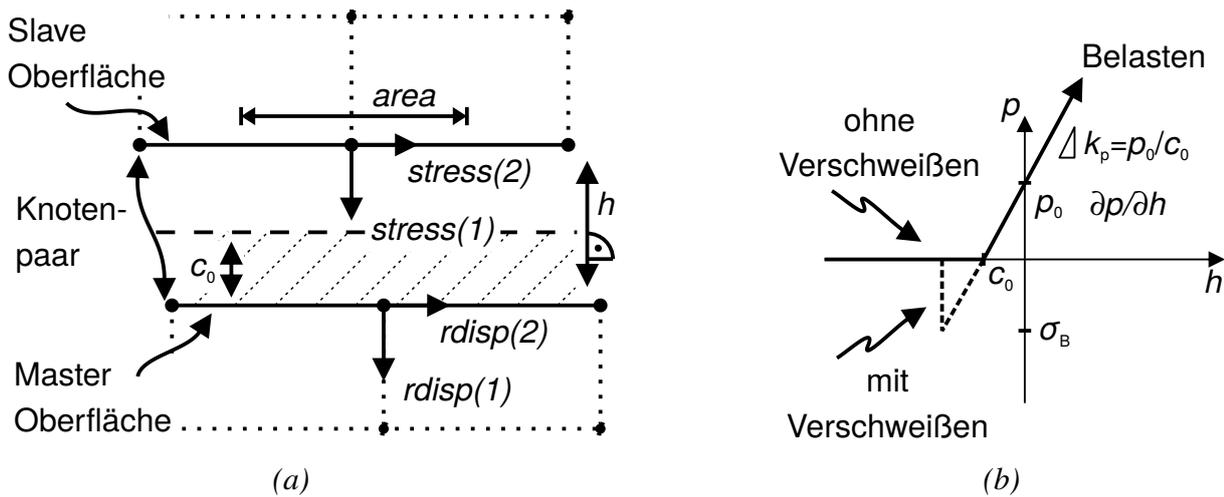


Abbildung 8.2: Schematische Darstellung der diskretisierten Surface-to-Surface Kontaktsituation für den Einsatz mit der Subroutine UINTER (a), Kontaktdruck-Abstand-Kurve für die Abbildung der Verschweißung von Oberflächen (Pressschweißverbindung)

8.8 und 8.9 aufgestellt. Der Kontaktdruck steht in direkter Abhängigkeit der Kontaktsteifigkeit (Gl. 8.4), ändert sich beim Abgleiten der Oberflächen (Gl. 8.5) aufeinander aber nicht.

$$K_{\partial h}^{\partial p} = \mu \cdot k_p \quad (8.4)$$

$$K_{\partial \gamma_j}^{\partial p} = 0 \quad (8.5)$$

Die übertragene Schubspannung ändert sich mit dem Kontaktdruck (Gl. 8.8) und der Relativbewegung der Oberflächen zueinander (Gl. 8.9). Der Kontaktdruck fließt über den Term  $\mu \cdot k_p$  entsprechend dem Zusammenhang nach Coulomb ein, der normierte Quotient der Schubspannung definiert die Richtung der wirkenden Schubspannung. Wenn die Oberflächen aufeinander abgleiten (Gl. 8.9), steigt die Schubspannung bis auf die maximal übertragbare Schubspannung  $\tau_{i \text{ crit}}$  an, der Zusammenhang entspricht der Schubsteifigkeit des Kontaktes (Shear Stiffness).

$$\tau_{i \text{ crit}} = \mu \cdot p(h) \leq \tau_{i \text{ max}} \quad (8.6)$$

Hierbei liegt in der Änderung der Schubspannung ein Bezug zur Slip Tolerance, der maximal zulässigen Relativbewegung der Oberflächen zueinander vor, bevor durch das Bewegungsincrement  $\gamma_i$  eine Schubspannung übertragen wird. Entsprechend den Empfehlungen aus der Abaqus Dokumentation [194] wird dieser Wert in Relation zur Elementkantenlänge (CHRLNGTH) festgelegt (Gl. 8.7).

$$\gamma_{j \text{ crit}} = 0,005 \cdot \text{CHRLNGTH} \quad (8.7)$$

$$K_{\partial h}^{\partial \tau_i} = (\gamma_j / \gamma_{j \text{ crit}}) \cdot \mu \cdot k_p \quad (8.8)$$

$$K_{\partial \gamma_j}^{\partial \tau} = \tau_{i \text{ crit}} / \gamma_{j \text{ crit}} \quad (8.9)$$

Durch den Aufbau von Pressschweißverbindungen ändert sich der Kontakt zwischen den Oberflächen zu einer erweiterten Haftreibung. Dieser Wechsel wird in der Subroutine durch die Aktualisierung der maximalen Schubspannung  $\tau_{i \text{ max}}$  auf die Scherfestigkeit der Pressschweißverbindungen berücksichtigt (Gl. 8.10).

$$\tau_{i \text{ max}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \tau_{i \text{ b}} \quad (8.10)$$

Das Versagen der Pressschweißverbindung wird auf Grundlage der von MISES Vergleichsspannung bestimmt. Sobald die Vergleichsspannung  $\sigma_{\text{vM}}$  größer als die berechnete Verbundfestigkeit  $|\sigma_b|$  ist, wird der Knotenpunkt gelöst und die Verbindung als geöffnet markiert.

$$\sigma_{\text{vM}2\text{D}} = \sqrt{\sigma_{11}^2 + 3 \cdot \tau_{22}^2} \quad (8.11)$$

Die temperaturgesteuerte Vernetzung von Haftvermittlern (z. B. die Kondensationsreaktion von Silan-Beschichtungen) kann über die Subroutine UINTER ebenfalls nachgebildet werden. Der Parameter Temperatur kann abgefragt und für eine Vernetzung/Aushärtung des Haftvermittlers verwendet werden. Eine Kopplung mit temperaturabhängigen Fließkurven etc. ist ebenfalls denkbar.

### 8.2.1 Validierung der entworfenen Subroutine

Das Verhalten der Subroutine soll zunächst an einem 2D-Ersatzmodell dargestellt werden. Zwei Quader (Aluminium elastisch-plastisch, 10 mm × 10 mm und Starrkörper, 14 mm × 10 mm) werden für 5 mm zusammengepresst und wieder auseinandergezogen ( $t_{\text{umkehr}} = 0,5 \cdot t_1$ ). Die Subroutine wurde setzt zur Beschreibung der metallischen Verbundfestigkeit auf das Modell nach COOPER und ALLWOOD (vgl. Listing A4.2 auf Seite 185). Der Reoxidationsgrad  $\eta$  wurde für das Beispiel um eine Größenordnung reduziert und die gesamte Verbundfestigkeit zur Veranschaulichung um den Faktor 2,5 erhöht. Abb. 8.3a zeigt den Verlauf der Kontaktnormalspannung *CPRESS* und der berechneten Verbundfestigkeit für einen exemplarischen Knoten im Modell. Die Verbundfestigkeit steigt an, sobald die Bindungskriterien erfüllt sind. Nach dem

Lastwechsel baut sich bis zum Versagen der Pressschweißverbindung eine Zugspannung auf, die der Verbundfestigkeit entspricht. Die Subroutine bildet das Verhalten unter Zugbelastung folglich korrekt ab.

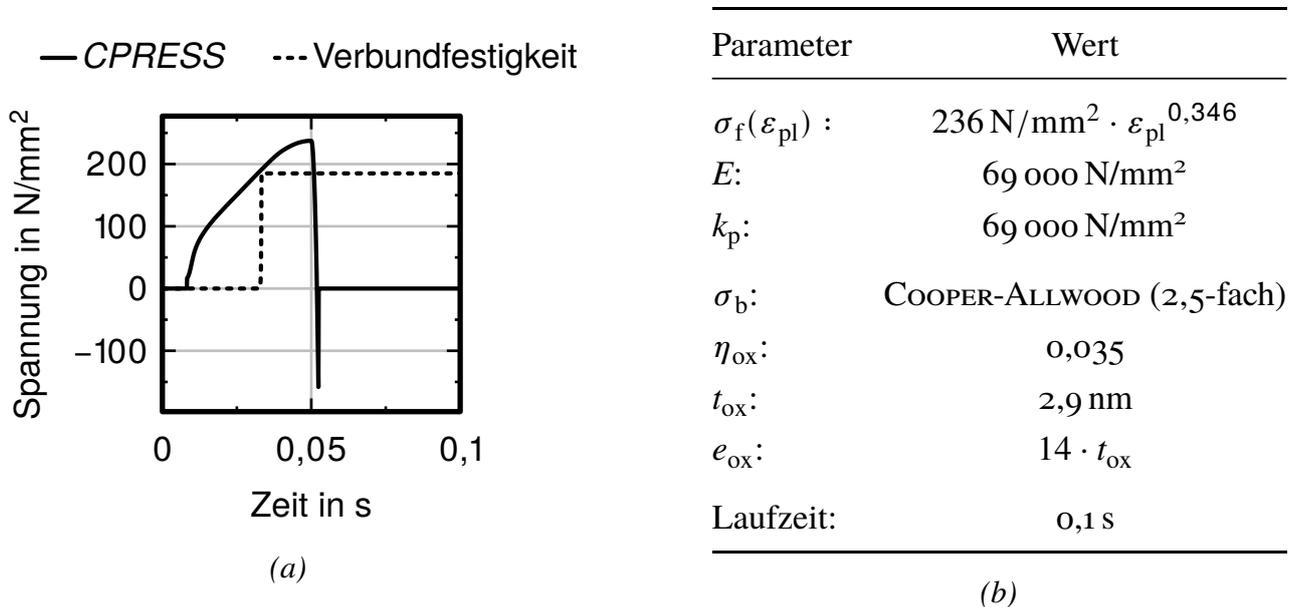
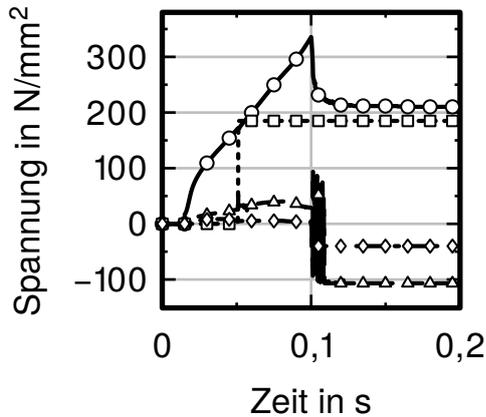


Abbildung 8.3: Erweiterte FE-Simulation mit Kontaktmodell zum Pressschweißen nach COOPER und ALLWOOD: (a) Verlauf der Kontaktnormalspannung *CPRESS* über die Zeit, (b) Modellparameter

Das zweite Beispiel validiert das Verhalten unter Scherbelastung (und Normalspannung). Hierfür wird der obere Block zunächst auf den unteren gepresst und anschließend um 2 mm tangential verschoben. In Abb. 8.4a ist die Kontaktnormalspannung *CPRESS* und die im Kontakt übertragene Schubspannung *CSHEAR* für zwei repräsentative Knoten dargestellt. Der Knoten N6 verfügt über eine zuvor aufgebaute Verbundfestigkeit von  $185 \text{ N/mm}^2$  (künstlich überhöht), woraus nach Gl. 8.10 eine maximale Reibschubspannung von  $107 \text{ N/mm}^2$  erreicht wird. Im Vergleich dazu ist der Knoten N2 ohne Verbundfestigkeit dargestellt, bei dem eine maximale Reibschubspannung von  $40 \text{ N/mm}^2$  erreicht wird (entspricht  $\tau_{\max}$  des Reibmodelles).

Der Versuchsaufbau zum Überlapp-Pressschweißen von Kupfer aus Kapitel 5 auf Seite 57 wurde abschließend in einem Modell nachgebildet und um Spannbacken für einen virtuellen Scherzugversuch ergänzt (Abb. 4.9a auf Seite 50). Die Spannbacken fixieren die Proben nach der Umformung durch das Presswerkzeug und führen mit der anschließenden Bewegung einen Scherzugversuch durch. Zwei Modellparametrisierungen wurden dabei verglichen: mit  $\eta = 0,18$  als theoretischer Wert und  $\eta = 0,70$ , dem praktisch ermittelten Schwellwert für blanke Oberflächen nach der Reinigung mit Lösemitteln (und einer elektrochemischen Oxidreduktion). Zusätzlich wurde entsprechend Abschnitt 8.1.1 auf Seite 147 ein zusätzlicher Haftvermittler

—○ CPRESS N6    --□ Verbundfestigkeit N6  
 —△ CSHEAR N6    —◇ CSHEAR N2



(a)

Parameter	Wert
$\sigma_f(\varepsilon_{pl}) :$	$236 \text{ N/mm}^2 \cdot \varepsilon_{pl}^{0,346}$
$E:$	$69\,000 \text{ N/mm}^2$
$k_p:$	$69\,000 \text{ N/mm}^2$
$\sigma_b:$	COOPER-ALLWOOD (2,5-fach)
$\eta_{ox}:$	0,035
$t_{ox}:$	2,9 nm
$e_{ox}:$	$14 \cdot t_{ox}$
Laufzeit:	0,2 s

(b)

Abbildung 8.4: Erweiterte FE-Simulation mit Kontaktmodell zum Pressschweißen nach COOPER und ALLWOOD: (a) Verlauf der Spannungen CPRESS, CSHEAR und der zugewiesenen Verbundfestigkeit über die Zeit (ohne Versagenskriterium), (b) Modellparameter

in die Subroutine einprogrammiert, der die Verbundfestigkeit bei Kontakt um  $7,5 \text{ N/mm}^2$  erhöht. Das Kriterium für Kontakt wurde dabei vereinfacht mit  $\sigma_n \geq 0,3 \cdot \sigma_{f0}$  festgelegt. Die verbundene Fläche ist die jeweils nicht durch das Pressschweißen belegte Fläche jedes Knotens. Während die in dieser Arbeit untersuchten Silan-basierten Beschichtungen erst nach einer Wärmebehandlung zur Verbundfestigkeit beitragen, wird im Modell vereinfacht von einem sofortigen Verbindungsaufbau ausgegangen. Alle verwendeten Parameter sind in Tab. A3.2 auf Seite 184 aufgeführt.

### 8.2.2 Versuchsergebnisse zur FE-Simulation von Pressschweißverbindungen

Im FE-Modell mit einem Reoxidationsgrad von  $\eta = 0,7$  wurden bis zu 90 % Dickenreduktion keine Pressschweißverbindungen zwischen den Knoten der Oberflächen aufgebaut. Hier liegt eine Differenz zu den experimentellen Untersuchungen vor, bei 90 % Dickenreduktion wurde eine Scherzugkraft von 100 N bis 400 N ermittelt (Abb. 5.1b auf Seite 61). Die Ursache für diesen Unterschied könnte z. B. im verwendeten Reibwert von  $\mu = 0,15$  liegen und der damit verbundenen Verteilung des Oberflächenzuwachses. Mit einer weiterführenden Parametrisierung des Modelles könnten die experimentellen Versuchsergebnisse nachgebildet werden.

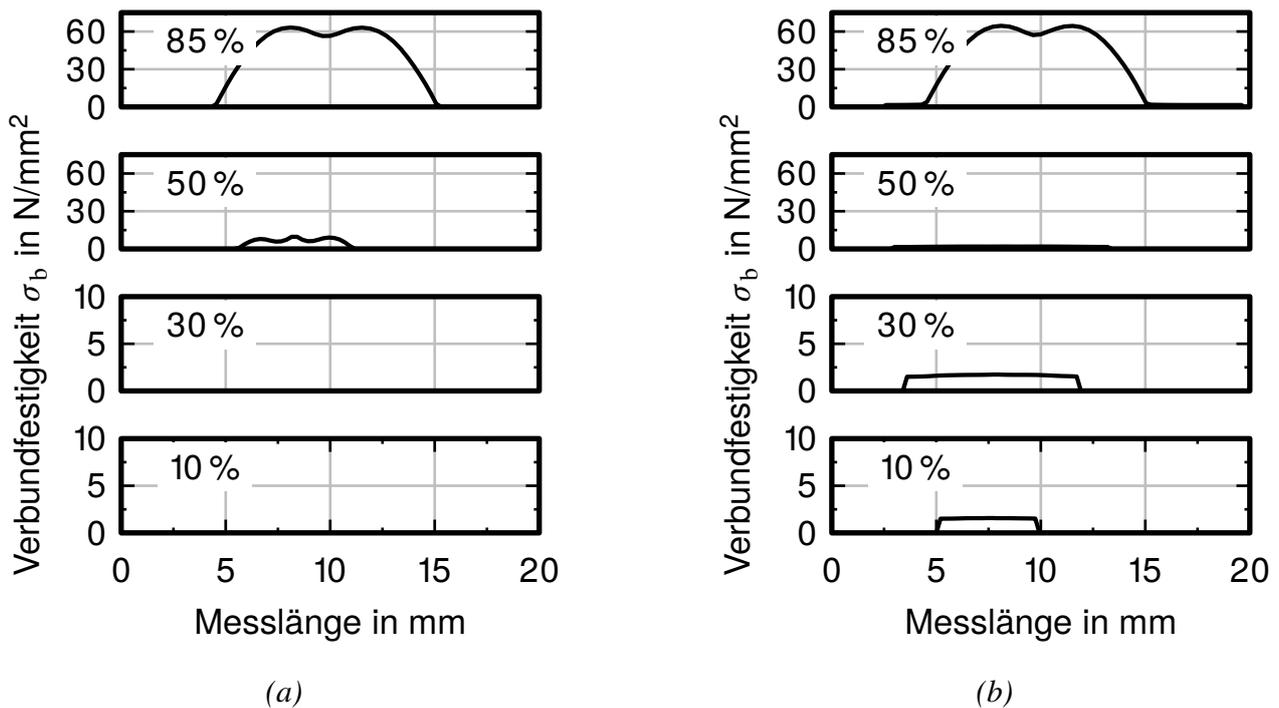


Abbildung 8.5: Virtueller Scherzugversuch an pressverschweißten Kupferproben: Entwicklung der Verbundfestigkeit in der Umformzone während der Umformung: (a)  $\eta = 0,18$  und (b)  $\eta = 0,18$  mit Haftvermittler (85 % Dickenreduktion)

Die zwei Modelle mit dem theoretischen Reoxidationsgrad von  $\eta = 0,18$  bauen erfolgreich entlang der Umform- bzw. Fügezone auf. Die Entwicklung der jeweiligen Verbindungsfestigkeit der Knoten ist entlang der Umformzone in Abb. 8.5a und 8.5b dargestellt. Das Modell mit zusätzlichem Haftvermittler zeichnet sich im Verlauf deutlich durch einen frühen Aufbau einer Verbindungsfestigkeit über einen Großteil der Umformzone aus. Auf Grund der vergl. geringen Verbindungsfestigkeit des Haftvermittlers, löst sich die Verbindung unter den Belastungen der Umformoperation (nicht dargestellt). Um diese spezielle Wechselwirkung des Modelles zu unterdrücken, wurde das Versagen bis zum Entlastungszeitpunkt unterdrückt ( $t = 1 \text{ s}$ ). Der dargestellte Aufbau von Pressschweißverbindungen im weiteren Verlauf der Umformung erfolgt in beiden Modellen identisch (Abb. 8.5). Die Reaktionskraft an der beweglichen Spannbacke ist in Abb. 8.6a für die zwei Varianten mit und ohne Haftvermittler dargestellt.

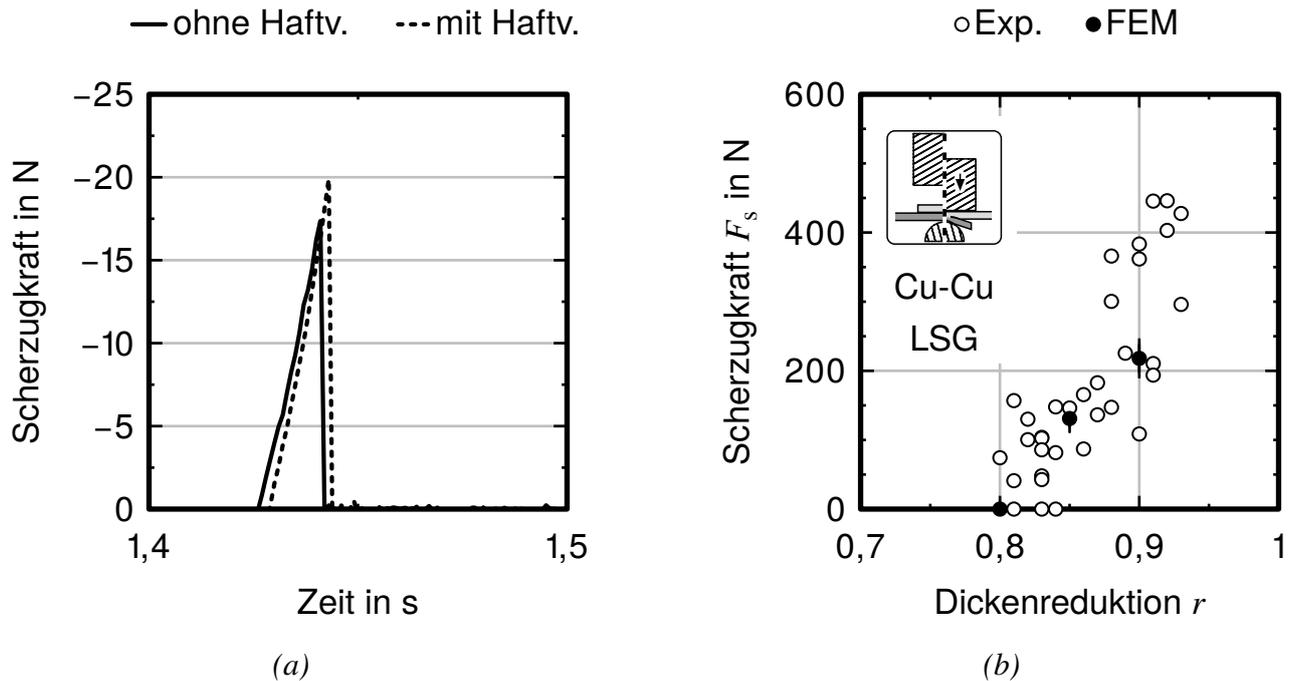


Abbildung 8.6: Virtueller Scherzugversuch an pressverschweißten Kupferproben: (a) Reaktionskraft im Scherzugversuch (2D):  $\eta = 0,18$ , ohne und mit Haftvermittler, (b) Vergleich der Ergebnisse mit den experimentellen Versuchsdaten

Die Reaktionskraft in Abb. 8.6a bildet die Scherzugkraft im 2D-Modell ab, die für den Vergleich mit den experimentellen Daten mit der tatsächlichen Probenbreite multipliziert werden muss. In den Versuchen in Kapitel 5 auf Seite 57 wurde eine Probenbreite nach der Umformung von etwa 12 mm gemessen. Die berechneten Scherzugkräfte aus der FE-Simulation sind in Abb. 8.6b deshalb mit einer Streubreite von  $b = 10$  mm bis 12 mm dargestellt. Die zusätzliche Verbundfestigkeit durch den Haftvermittler schlägt sich in der Reaktionskraft mit einem Zuwachs um 2,5 N deutlich nieder, obwohl durch die Rückfederung des umgeformten Verbundes ein Teil der Verbindungen bereits versagt. Mit einer erweiterten Modellierung der Verbindungsentstehung nach dem entspannen des Verbundes kann dies verhindert und damit die erreichbare Scherzugkraft genauer nachgebildet bzw. vorhergesagt werden.

Insgesamt bilden die Ergebnisse der FE-Analyse die Versuchsergebnisse in erster Näherung und unter Berücksichtigung der getroffenen Vereinfachungen gut ab. Mit steigender Dickenreduktion wird die Abweichung größer, die Simulation unterschätzt die gemessene Scherzugkraft. Dies liegt an der vereinfachten zweidimensionalen Betrachtung der Problemstellung. Insbesondere durch die kleine Probenbreite wird der Einfluss des dreidimensionalen Materialflusses in den Versuchen mit steigender Dickenreduktion immer größer. Eine Erweiterung der Subroutine für 3D-Modelle ist deshalb je nach Anwendungsfall und den vorliegenden Umformbedingungen erforderlich.



## 9 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit möchte einen wesentlichen Beitrag zur Weiterentwicklung von Pressschweißverfahren zum partiellen Fügen von Blechplatinen liefern. Um die bisherigen Verfahrensgrenzen zu erweitern und ein vertieftes Verständnis der wirkenden Mechanismen herzustellen, wurden das inkrementelle Walzen und Methoden zur Aktivierung von Blechoberflächen erforscht. Für das inkrementelle Walzen wurde ein Werkzeugkonzept entwickelt und untersucht, mit dem das Pressschweißen von kleinen Blechplatinen möglich ist. Das Gesamtkonzept aus Vorbehandlung, Umformprozess und die Möglichkeiten einer Wärmenachbehandlung wurden in dieser Arbeit für Verbundplatinen aus Aluminium, Stahl und Kupfer untersucht. Dabei wurden nur weiche, gut umformbare Werkstoffe berücksichtigt.

Anhand von elektrochemischen Oberflächentechnologien wie der kathodischen Oxidreduktion und dem Abscheiden von dünnen Beschichtungen mittels Elektrodeposition wurden das große Potential derartiger Aktivierungsstrategien für das Pressschweißen und sowie die Möglichkeiten zur Prozess- und Werkzeugintegration aufgezeigt. In den Untersuchungen konnte bspw. die Verbundfestigkeit zwischen Kupferblechen durch eine gezielte Reduktion der Oxide bei gleicher Dickenreduktion mehr als verdoppelt werden. Die zugrundeliegenden Wirkmechanismen und ihre Wechselwirkung mit der ermittelten Scherzugkraft und -festigkeit wurden untersucht und dargestellt. Die Versuchsergebnisse zeigen, dass die Oxidreduktion bei Kupfer zu einer extrem dünnen frischen Oxidschicht an den Oberflächen führt, die in vielen und deshalb sehr kleinen Rissen aufbricht, was den Verlauf der Verbundfestigkeit über die Dickenreduktion deutlich positiv verändert. Die Erkenntnisse zur Untersuchung der  $\mu\text{m}$ -dünnen metallischen Beschichtungen aus Kupfer, Chrom und Nickel führten zu einer Beschreibung der Versagenstypen in Abhängigkeit der Duktilität der jeweiligen Beschichtung. Die Erkenntnisse schließen an bekannte Zustandsbeschreibungen aus der Literatur an und erweitern diese um die Beschreibung von Kupfer, das auch bei hohen Kontaktspannungen noch sehr duktil ist und das Versagensverhalten der gesamten Oberfläche dadurch nicht kontrolliert bzw. hinsichtlich dem Aufbau von Pressschweißverbindungen in der untersuchten Struktur nicht verbessert.

Mit dem inkrementellen Ansatz des untersuchten Pressschweißprozesses konnten partiell verbundene Platinen durch die lokale Umformung hergestellt werden. Der untersuchte Prozess des inkrementellen Walzens wurde durchgehend charakterisiert und in einem ersten Ansatz analytisch beschrieben (Walzkraft und -moment). Die zu erwartende Verbundfestigkeit konnte

in einer vereinfachten teil-analytischen Vorhersage mit guter Übereinstimmung zu den Versuchsergebnissen abgebildet werden. Mit Hilfe einer benutzerdefinierten Subroutine wurde das Pressschweißen in einem Abaqus FE-Modell abgebildet und damit die Grundlage für weitere Untersuchungen und die Möglichkeit zur effektiven Prozessauslegung geschaffen.

# Literaturverzeichnis

## Publikationen

- [1] M. MERKLEIN, G. MESCHUT, M. MÜLLER und R. HÖRHOLD. „Basic Investigations of Non-Pre-Punched Joining by Forming of Aluminium Alloy and High Strength Steel with Shear-Clinching Technology“, *KEM* **611-612** (2014), S. 1413–1420 (siehe S. 3)
- [2] S. VEENAAS, H. WIELAGE und F. VOLLERTSEN. „Joining by laser shock forming: Realization and acting pressures“, *Prod. Eng. Res. Devel.* **8.3** (2014), S. 283–290 (siehe S. 3)
- [3] K.-i. MORI, N. BAY, L. FRATINI, F. MICARI und A. E. TEKKAYA. „Joining by plastic deformation“, *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* **62.2** (2013), S. 673–694 (siehe S. 3)
- [4] P. GROCHE, S. WOHLLETZ, M. BRENNIS, C. PABST und F. RESCH. „Joining by forming—A review on joint mechanisms, applications and future trends“, *J. Mater. Process. Tech.* **214.10** (2014), S. 1972–1994 (siehe S. 3)
- [5] DIN 8593-6:2003-09. *Fertigungsverfahren Fügen, Teil 6: Fügen durch Schweißen.* (Siehe S. 3)
- [6] DIN EN 14610:2005-02. *Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse.* (Siehe S. 3, 5)
- [7] G. DURST. „A New Development In Metal Cladding“, *JOM-J. Met.* **8** (1956), S. 328–333 (siehe S. 4, 13)
- [8] L.-H. LEE. *Fundamentals of Adhesion.* Boston, MA: Springer US, 1991. ISBN: 9781489920737 (siehe S. 4)
- [9] J. L. JELLISON. „The Role of Surface Contaminants in the Solid-State Welding of Metals“. In: *Treatise on Clean Surface Technology.* Hrsg. von K. L. MITTAL. Boston, MA: Springer US, 1987, S. 205–234. ISBN: 978-1-4684-9128-9 (siehe S. 4, 14)
- [10] U. DILTHEY. *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien.* 3., bearbeitete Auflage. VDI-Buch. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006. ISBN: 978-3-540-21673-5 (siehe S. 4)
- [11] R. H. LILLY. „Das Verbinden von hohen Stahlteilen durch radiales Reibschweißen“, *Schweizer Ingenieur und Architekt* **97** (1979) (siehe S. 4)
- [12] F. ZECH, H. CRAMER, L. APPEL und M. SERVE. „Orbital friction welding of metallic materials and dissimilar material joints on non-rotationally symmetrical joining cross-sections“, *Welding & Material Testing* **1** (2011), S. 1–12 (siehe S. 4)
- [13] W. M. THOMAS, E. D. NICHOLAS, J. C. NEEDHAM, M. G. MURCH, P. TEMPLE-SMITH und C. J. DAWES. *Improvements Relating to Friction Welding.* WO 93/10935. 1993 (siehe S. 4)
- [14] M. W. MAHONEY und R. S. MISHRA, Hrsg. *Friction stir welding and processing.* Materials Park, Ohio: ASM International, 2007. ISBN: 0-87170-848-5 (siehe S. 5)

- [15] P. L. THREADGILL, A. J. LEONARD, H. R. SHERCLIFF und P. J. WITHERS. „Friction stir welding of aluminium alloys“, *Int. Mater. Rev.* **54.2** (2013), S. 49–93 (siehe S. 5)
- [16] R. S. MISHRA und Z. Y. MA. „Friction stir welding and processing“, *Mater. Sci. Eng., B* **50.1-2** (2005), S. 1–78 (siehe S. 5)
- [17] R. NANDAN, T. DEBROY und H. BHADOSHIA. „Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties“, *Prog. Mater. Sci.* **53.6** (2008), S. 980–1023 (siehe S. 5)
- [18] W.-B. LEE, M. SCHMUECKER, U. A. MERCARDO, G. BIALLAS und S.-B. JUNG. „Interfacial reaction in steel–aluminum joints made by friction stir welding“, *Scr. Mater.* **55.4** (2006), S. 355–358 (siehe S. 5)
- [19] H. SPRINGER, A. KOSTKA, J. F. DOS SANTOS und D. RAABE. „Influence of intermetallic phases and Kirkendall-porosity on the mechanical properties of joints between steel and aluminium alloys“, *Mater. Sci. Eng., A* **528.13-14** (2011), S. 4630–4642 (siehe S. 5)
- [20] B. STRASS, G. WAGNER, C. CONRAD, B. WOLTER, S. BENFER und W. FÜRBEH. „Realization of Al/Mg-Hybrid-Joints by Ultrasound Supported Friction Stir Welding - Mechanical Properties, Microstructure and Corrosion Behavior“, *AMR* **966-967** (2014), S. 521–535 (siehe S. 5)
- [21] S. PAULY. *Manufacturing of large and heavy clad plates by explosion cladding: Internationales Kesselbau- und Druckbehälterkolloquium der Dillinger Hütte*. Dillingen, 13./14.09.2012 (siehe S. 6)
- [22] S. H. CARPENTER und R. H. WITTMAN. „Explosion Welding“, *Annu. Rev. Mater. Sci.* **5.1** (1975), S. 177–199 (siehe S. 6)
- [23] J. VERSTRAETE, W. DE WAELE und K. FAES. „Magnetic pulse welding: lessons to be learned from explosive welding“. In: *Sustainable construction and design*. Hrsg. von J. VAN WITTENBERGHE. Bd. 2. Ghent University, Laboratory Soete, 2011, S. 458–464. ISBN: 9789490726010 (siehe S. 6)
- [24] A. BEN-ARTZY, A. STERN, N. FRAGE, V. SHRIBMAN und O. SADOT. „Wave formation mechanism in magnetic pulse welding“, *Int. J. Impact Eng.* **37.4** (2010), S. 397–404 (siehe S. 6)
- [25] N. AHMED, Hrsg. *New developments in advanced welding*. Woodhead Publishing in materials. Boca Raton, FL und Cambridge, England: CRC Press, 2005. ISBN: 9781855739703 (siehe S. 6)
- [26] R. L. O’BRIEN, Hrsg. *Welding processes*. 8. ed., reprinted. Bd. 2. Welding handbook. Miami, Fla.: American Welding Society, 1995. ISBN: 0-87171-354-3 (siehe S. 6, 142)
- [27] T. J. LIENERT, Hrsg. *Welding fundamentals and processes*. 1. print. Bd. 6A. ASM Handbook. 2011. ISBN: 9781615031337 (siehe S. 7)
- [28] W. WEISSBACH. *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung ; mit 248 Tabellen*. 18., überarb. Aufl. Studium. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2012. ISBN: 9783834815873 (siehe S. 7)
- [29] DYNAMIC MATERIALS CORPORATION. *Explosion Welding Process*. 2018 (siehe S. 7)
- [30] WICKEDER WESTFALENSTAHL GMBH. *Werkstoffdatenblatt CU-AL-CU: Plattierte Werkstoffe*. Hrsg. von WICKEDER WESTFALENSTAHL GMBH. 2016 (siehe S. 7)
- [31] E. ROOS und K. MAILE. *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*. 5. Aufl. 2015. Springer-Lehrbuch. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015. ISBN: 9783642549892 (siehe S. 7)

- [32] EMS CLAD. *Overlay Clad Materials*. Hrsg. von WICKEDER WESTFALENSTAHL GMBH. 2016 (siehe S. 7, 8)
- [33] M. KÖHLER. „Plattiertes Stahlblech“, *Stahlanwendungen: Merkblätter* Merkblatt 383 (2006), S. 1–18 (siehe S. 7, 15, 24)
- [34] K. LANGE. *Massivumformung*. 2., völlig Neubearb. Aufl. Bd. Handbuch für Industrie und Wissenschaft / Kurt Lange Hrsg. ; Bd. 2. Umformtechnik. Berlin: Springer, 1988. ISBN: 3-540-17709-4 (siehe S. 8–10)
- [35] R. HINKFOTH. *Die Anwendung der elementaren Plastizitätstheorie in der Umformtechnik, speziell beim Warm- und Kaltwalzen*. Bd. B 242. Freiburger Forschungshefte. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1985 (siehe S. 9)
- [36] J. G. LENARD. *Primer on Flat Rolling*. 2nd ed. Elsevier insights. Burlington: Elsevier Science, 2013. ISBN: 978-0-08-099418-5 (siehe S. 9, 32, 106)
- [37] E. SIEBEL. „Kräfte und Materialfluss bei der bildsamen Formänderung“. In: *Stahl und Eisen*. Bd. 45. Verlag Stahleisen, 1925, S. 1563–1566 (siehe S. 9)
- [38] T. VON KÁRMÁN. „Beitrag zur Theorie des Walzvorganges“, *ZAMM-Z. Angew. Math. Me.* **5.2** (1925), S. 139–141 (siehe S. 9)
- [39] B. BUCHMAYR. *Werkstoff- und Produktionstechnik mit Mathcad : Modellierung und Simulation in Anwendungsbeispielen*. Berlin, Heidelberg und s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 2002. ISBN: 978-3-642-55940-2 (siehe S. 10)
- [40] G. SPUR, Hrsg. *Handbuch Umformen*. München: Hanser, Carl, 2012. ISBN: 3446430040 (siehe S. 10)
- [41] H. G. MÜLLER. *Grundlagen der bildsamen Formgebung: Vorträge einer vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1966 (siehe S. 10)
- [42] S. SEUREN, J. SEITZ, A. KRÄMER, M. BAMBACH und G. HIRT. „Accounting for shear deformation in fast models for plate rolling“, *Prod. Eng. Res. Devel.* **8.1-2** (2014), S. 17–24 (siehe S. 10)
- [43] C. WICK. „Einsatz neuronaler Netze zur Verbesserung der Dickentreffsicherheit in Walzwerken“. Dissertation. Dortmund: Universität Dortmund, 2003 (siehe S. 10)
- [44] G. A. STEINLAGE, K. J. BOWMAN und K. P. TRUMBLE. „A comparison of three mechanical models for cold roll bonding metal laminates“, *J. Adhes. Sci. Technol.* **10.3** (1996), S. 199–229 (siehe S. 10, 11)
- [45] H. SUZUKI, J. ARAKI, M. AIBA, K. SHINTANI und M. FURUGEN. „Studies on deformation mechanism in rolling double layered metal sheets“, *Reports of the Institute of Industrial Science, University of Tokyo* **25** (1975), S. 51–80 (siehe S. 11)
- [46] S.-H. LEE und D. N. LEE. „Slab analysis of roll bonding of silver clad phosphor bronze sheets“, *Mater. Sci. Tech. Ser.* **7.11** (1991), S. 1042–1050 (siehe S. 11)
- [47] M. KIUCHI, K. SHINTANI und Y.-M. HWANG. „Mathematical Simulation of Clad Sheet Rolling and Sandvich Sheet Holling“, *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* **41.1** (1992), S. 289–292 (siehe S. 11)
- [48] G. P. CHAUDHARI und V. ACOFF. „Cold roll bonding of multi-layered bi-metal laminate composites“, *Compos. Sci. Technol.* **69.10** (2009), S. 1667–1675 (siehe S. 11)

- [49] G. Y. TZOU. „Theoretical study on the cold sandwich sheet rolling considering Coulomb friction“, *J. Mater. Process. Tech.* **114.1** (2001), S. 41–50 (siehe S. 11)
- [50] G. Y. TZOU, A. K. TIEU, M. N. HUANG, C. Y. LIN und E. Y. WU. „Analytical approach to the cold-and-hot bond rolling of sandwich sheet with outer hard and inner soft layers“, *J. Mater. Process. Tech.* **125-126** (2002), S. 664–669 (siehe S. 11)
- [51] WICKEDER WESTFALENSTAHL GMBH. *Innovative Plattierdesigns*. 2018 (siehe S. 11)
- [52] A. KNAUSCHER, Hrsg. *Oberflächenveredeln und Plattieren von Metallen*. 1. Auflage. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978 (siehe S. 12)
- [53] M. KLEINER, W. HOMBERG, R. KRUX, B. RAUSCHER, M. TROMPETER, H. KARBASIAN, M. GÖSLING, M. KÖHLER, T. LANGHAMMER, F.-J. LENZE und S. SCHWARZ. *Forschungsbericht P565: Fertigung innovativer IHU-Stahlbauteile auf Basis neuartiger, partiell plattierter Blechhalbzeuge*. Hrsg. von FOSCHUNGSVEREINIGUNG STAHLANWENDUNG. Düsseldorf, 2006 (siehe S. 12, 47)
- [54] FRAUNHOFER INSTITUT FÜR SOLARE ENERGIESYSTEME. *Presseinformation: FracTherm®-Technologie findet Anwendung in Rollbond-Solarabsorbern*. 2013 (siehe S. 12)
- [55] RUBANOX SA. *Technologie: Expandal-Technologie*. Hrsg. von RUBANOX SA. 2016 (siehe S. 12)
- [56] R. F. TYLECOTE. *The solid phase welding of metals*. London: Edward Arnold (Publishers) Ltd., 1968 (siehe S. 12, 15, 46, 110)
- [57] P. A. TAYLOR, J. S. NELSON und B. W. DODSON. „Adhesion between atomically flat metallic surfaces“, *Phys. Rev. B: Condens. Matter* **44.11** (1991), S. 5834–5841 (siehe S. 12)
- [58] W. HOFMANN und J. RUGE. „Versuche über die Kalt-Preßschweißung von Metallen“, *Z. Metallkd.* **5** (1952), S. 133–137 (siehe S. 13)
- [59] C. PABST und P. GROCHE. „Electromagnetic Pulse Welding: Process Insights by High Speed Imaging and Numerical Simulation“. In: *Proceedings of the 6th International Conference on High Speed Forming*, S. 77–88 (siehe S. 13, 117)
- [60] Y. LU, J. Y. HUANG, C. WANG, S. SUN und J. LOU. „Cold welding of ultrathin gold nanowires“, *Nat. Nanotechnol.* **5.3** (2010), S. 218–224 (siehe S. 13, 15)
- [61] A. P. SEMENOV und V. V. POZDNYAKOV. „On the seizure [cold welding] of clean metallic surfaces“, *Metalloved. Term. Obrab. Met.* **10** (1959), S. 44–47 (siehe S. 14)
- [62] J. M. PARKS. „Recrystallization Welding“, *Weld. J.* **32.5**. May (1953), 209-s - 221-s (siehe S. 14)
- [63] F. ERDMANN-JESNITZER und W. WICHMANN. *Z. Metallkd.* **12.46** (1955) (siehe S. 14)
- [64] H. A. MOHAMED und J. WASHBURN. „Mechanism of Solid State Pressure Welding“, *Welding Research Supplement* **September** (1975), 302-s–310-s (siehe S. 14, 16, 27, 43)
- [65] S.-H. CHA, Y. PARK, J. W. HAN, K. KIM, H.-S. KIM, H.-L. JANG und S. CHO. „Cold welding of gold nanoparticles on mica substrate: Self-adjustment and enhanced diffusion“, *Sci. Rep.* **6** (2016), S. 32951 (siehe S. 15)
- [66] R. L. JOHNSON und D. H. BUCKLEY. *Lubrication and wear fundamentals for high vacuum applications*. 1967 (siehe S. 15)
- [67] A. P. SEMENOV. *The Seizure of Metals*. Moskau: Mashgiz, 1958 (siehe S. 15)

- [68] J. RUGE. „Die Kalt-Preßschweißung von Metallen“. Dissertation. Braunschweig: Technische Hochschule Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, 1952-09-08 (siehe S. 15)
- [69] J. C. FRITZ. „Kaltschweißung“, *Der Elektro-Techniker* **2.3** (1950), S. 81 (siehe S. 15)
- [70] L. R. VAIDYANATH, M. G. NICHOLAS und D. R. MILNER. „Pressure Welding by Rolling“, *Brit. Weld. J.* **January** (1959), S. 13–28 (siehe S. 15, 16, 72)
- [71] P. K. WRIGHT, D. A. SNOW und C. K. TAY. „Interfacial conditions and bond strength in cold pressure welding by rolling“, *Met. Technol.* **5.1** (1978), S. 24–31 (siehe S. 16)
- [72] N. BAY. „Friction and Adhesion in Metal Forming and Cold Welding“. PhD Thesis. Dänemark: Technical University of Denmark, 1985 (siehe S. 17, 20, 25, 45)
- [73] N. BAY. „Mechanisms Producing Metallic Bonds in Cold Welding“, *Weld. J.* **62** (1983), S. 137–142 (siehe S. 17, 24, 147)
- [74] N. BAY. „Cold Pressue Welding - The Mechanisms Governing Bonding“, *J. Eng. Ind.* **May**.101 (1979), S. 121–127 (siehe S. 18–21)
- [75] W. ZHANG. „Bond formation in cold welding of metals“. Dissertation. Lyngby: Technical University of Denmark, 1994 (siehe S. 18–20, 25, 46, 66, 67, 71, 72, 89, 126, 145–147)
- [76] H. CONRAD und L. RICE. „The cohesion of previously fractured Fcc metals in ultrahigh vacuum“, *Metall Trans.* **November**.1 (1970) (siehe S. 18, 30, 77)
- [77] M. SCHMIDTCHEN, Hrsg. *Technologie der Werkstoffverbundherstellung durch Umformen: MEFORM 2004 ; 08. - 09. März 2004 ; Tagungsband*. Freiberg: Technische Univ. Bergakad, 2004. ISBN: 3860122215 (siehe S. 20, 146)
- [78] H. G. BAUER und W. SCHADT, Hrsg. *Walzen von Flachprodukten*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017. ISBN: 9783662480915 (siehe S. 20, 147)
- [79] D. R. COOPER und J. M. ALLWOOD. „The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength“, *J. Mater. Process. Tech.* **214**.11 (2014), S. 2576–2592 (siehe S. 20, 21, 30, 51, 71–74, 120, 147, 151–153, 180, 181, 184)
- [80] D. BAFFARI, G. BUFFA und L. FRATINI. „A numerical model for Wire integrity prediction in Friction Stir Extrusion of magnesium alloys“, *J. Mater. Process. Tech.* **247** (2017), S. 1–10 (siehe S. 21)
- [81] G. BUFFA, S. PELLEGRINO und L. FRATINI. „Analytical bonding criteria for joint integrity prediction in friction stir welding of aluminum alloys“, *J. Mater. Process. Tech.* **214**.10 (2014), S. 2102–2111 (siehe S. 21)
- [82] M. PLATA und J. PIWNIK. „Theoretical and experimental analysis of seam weld formation in hot extrusion of aluminum alloys“. In: *Proceedings of the Seventh International Aluminium Extrusion Technology Seminar: Shaping the Future*. Hrsg. von ALUMINUM ASSOCIATION und ALUMINIUM EXTRUDERS COUNCIL. Bd. 1. Washington D.C., USA, 2000, S. 205–211 (siehe S. 21)
- [83] H. GAUL, M. SCHNEIDER-RAMELOW, K.-d. LANG und H. REICHL. „Predicting the Shear Strength of a Wire Bond Using Laser Vibration Measurements“. In: *Electronics Systemintegration Technology Conference, 2006. 1st.* 2006, S. 719–725. ISBN: 1-4244-0553-X (siehe S. 22)
- [84] K. BOBZIN. *Oberflächentechnik für den Maschinenbau*. 1. Aufl. Weinheim: Wiley-VCH, 2013. ISBN: 9783527330188 (siehe S. 24)

- [85] L. R. VAIDYANATH und D. R. MILNER. „Significance of Surface Preparation in Cold Pressure Welding“, *Brit. Weld. J.* 7 (1960), S. 1–6 (siehe S. 24, 147)
- [86] V. P. LUGIN und G. V. NEDZVETSKII. „Cold Welding of Transistor Bodies“, *Welding Prod+* 14.2 (1967), S. 65–67 (siehe S. 25)
- [87] K. K. KHRENOV, P. I. GURKSH und V. A. DUBOLAZOV. „The Cold Welding of Copper to Kovar Alloy in the Sealing of Semiconductor Devices“, *Automat. Weld+* 23.5 (1970), S. 46–49 (siehe S. 25)
- [88] C. CLEMENSEN, O. JUELSTORP und N. BAY. „Cold Welding - Part 3 - Influence of surface preparation on bond strength“, *Met. Constr.-Brit. Weld.* 18.10 (1986), S. 625–629 (siehe S. 25, 26, 70, 71)
- [89] Y. ONODERA, T. FUJITA und M. KOIKE. „Automatic Cold Pressure Welding Equipment Applied to Sealing Electronic Devices“, *NEC research and development: technical journal of Nippon Electric Co., Ltd.* 53 (1979), S. 80–86 (siehe S. 25)
- [90] N. BAY, W. ZHANG und S. S. JENSEN. „The application of strategic surface coatings to improve bonding in solid phase welding“, *International Journal for the Joining of Materials* 6.2 (1994), S. 47–57 (siehe S. 26, 83)
- [91] G. CEGLA. „Optimale chemische Reinigung metallischer Oberflächen“. In: *Technologie der Werkstoffverbundherstellung durch Umformen*. Hrsg. von M. SCHMIDTCHEN. Freiberg: Technische Univ. Bergakad, 2004, S. 187–200. ISBN: 3860122215 (siehe S. 27)
- [92] A. BEHR, D. W. AGAR und J. JÖRISSEN. *Einführung in die Technische Chemie*. Heidelberg: Spektrum Akademischer Verlag, 2010. ISBN: 978-3-8274-2073-2 (siehe S. 27)
- [93] J. M. TARASCON und M. ARMAND. „Issues and challenges facing rechargeable lithium batteries“, *Nature* 414.6861 (2001), S. 359–367 (siehe S. 29)
- [94] C. V. NIELSEN und N. BAY. „Review of friction modeling in metal forming processes“, *J. Mater. Process. Tech.* 255 (2018), S. 234–241 (siehe S. 29)
- [95] V. L. POPOV. *Kontaktmechanik und Reibung: Ein Lehr- und Anwendungsbuch von der Nanotribologie bis zur numerischen Simulation*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009. ISBN: 978-3-540-88836-9 (siehe S. 29)
- [96] K. LANGE, Hrsg. *Umformtechnik: Grundlagen: Handbuch für Industrie und Wissenschaft*. 2., völlig neubearb. Aufl. Bd. 1. Grundlagen. Berlin: Springer, 1984. ISBN: 3-540-13249-X (siehe S. 30)
- [97] M. C. SHAW. „The role of friction in deformation processing“, *Wear* 6 (1963), S. 140–158 (siehe S. 30, 31)
- [98] E. OROWAN. „The Calculation of Roll Pressure in Hot and Cold Flat Rolling“, *P. I. Mech. Eng.* 150.1 (1943), S. 140–167 (siehe S. 30)
- [99] M. C. SHAW, A. BER und P. A. MAMIN. „Friction Characteristics of Sliding Surfaces Undergoing Subsurface Plastic Flow“, *J. Basic Engineering* 82.2 (1960), S. 342 (siehe S. 30)
- [100] T. WANHEIM. „Friction at high normal pressures“, *Wear* 25.2 (1973), S. 225–244 (siehe S. 30, 124)

- [101] S. KALPAKJIAN, S. R. SCHMID und E. WERNER. *Werkstofftechnik*. [1. dt.-spr. Ausg.]; 5., aktualisierte Aufl. [der amerikanischen Ausg.] ing - Maschinenbau. München: Pearson Studium, 2011. ISBN: 9783868940060 (siehe S. 31)
- [102] J. A. SCHEY, Hrsg. *Metal Deformation Processes: Friction and Lubrication*. New York: Marcel Dekker Inc., 1970 (siehe S. 30)
- [103] J. BETTEN. „Bemerkungen zum Versuch von Hohenemser“, *Z. angew. Math. Mech.* **55**.3 (1975), S. 149–157 (siehe S. 31)
- [104] C. BEDERNA. „Bestimmung des lokalen Zwischenschichtzustandes in der Massivumformung“. Dissertation. Hannover: Leibniz Universität Hannover, 1996 (siehe S. 31)
- [105] T. WANHEIM, N. BAY und A. S. PETERSEN. „A theoretical determined model for friction in metal working processes“, *Wear* **28** (1974), S. 251–258 (siehe S. 31, 124)
- [106] M. ALASTI. *Modellierung von Reibung und Wärmeübergang in der FEM-Simulation von Warmmassivumformprozessen: Zugl.: Hannover, Univ., Diss., 2008*. Bd. 2008,5. Berichte aus dem IFUM. Garbsen: PZH Produktionstechn. Zentrum, 2008. ISBN: 9783941416000 (siehe S. 31, 74)
- [107] A. BOUGUECHA. *Bedeutung der Material- und Reibmodellierung in der numerischen Simulation auf Basis der FEM: Zugl.: Hannover, Univ., Habil.-Schr., 2013*. Bd. 2013,3. Berichte aus dem IFUM. Garbsen: PZH-Verl., 2013. ISBN: 9783944586113 (siehe S. 31)
- [108] Z. G. WANG, Y. YOSHIKAWA, T. SUZUKI und K. OSAKADA. „Determination of friction law in dry metal forming with DLC coated tool“, *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* **63**.1 (2014), S. 277–280 (siehe S. 31)
- [109] B. AVITZUR, C. K. HUANG und Y. D. ZHU. „A friction model based on the upper-bound approach to the ridge and sublayer deformations“, *Wear* **95**.1 (1984), S. 59–77 (siehe S. 32)
- [110] Z. MRÓZ und S. STUPKIEWICZ. „Constitutive model of adhesive and ploughing friction in metal-forming processes“, *Int. J. Mech. Sci.* **40**.2-3 (1998), S. 281–303 (siehe S. 32)
- [111] M. PIETRZYK. „Analiza Metoda Elementów Skolcyonych Procesu Walcowania Blach i Tasm“, *Hutnik (in Polnisch)* **49** (), S. 213–217 (siehe S. 32)
- [112] P. GRATACOS, P. MONTMITONNET, C. FROMHOLZ und J. L. CHENOT. „A plane-strain elastoplastic finite-element model for cold rolling of thin strip“, *Int. J. Mech. Sci.* **34**.3 (1992), S. 195–210 (siehe S. 32)
- [113] L. H. SHAH und M. ISHAK. „Review of Research Progress on Aluminum–Steel Dissimilar Welding“, *Mater. Manuf. Processes* **29**.8 (2014), S. 928–933 (siehe S. 32)
- [114] D. SCHMID. *Rührreibschweißen von Aluminiumlegierungen mit Stählen für die Automobilindustrie*. Bd. 7. IWB-Forschungsberichte. München: Utz, 2015. ISBN: 9783831644520 (siehe S. 32)
- [115] F. W. BACH, A. BENIYASH, K. LAU und R. VERSEMANN. „Joining of Steel-Aluminium Hybrid Structures with Electron Beam on Atmosphere“, *AMR* **6-8** (2005), S. 143–150 (siehe S. 32)
- [116] E. SCHUBERT, M. KLASSEN, I. ZERNER, C. WALZ und G. SEPOLD. „Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry“, *J. Mater. Process. Tech.* **115**.1 (2001), S. 2–8 (siehe S. 32)

- [117] F. MÖLLER, M. GRDEN, C. THOMY und F. VOLLERTSEN. „Combined Laser Beam Welding and Brazing Process for Aluminium Titanium Hybrid Structures“, *Physics Procedia* **12** (2011), S. 215–223 (siehe S. 32)
- [118] J. HIRSCH. „Recent development in aluminium for automotive applications“, *T. Nonferr. Metal. Soc.* **24.7** (2014), S. 1995–2002 (siehe S. 32)
- [119] M. J. RATHOD und M. KUTSUNA. „Joining of Aluminium Alloy 5052 and Low-Carbon Steel by Laser Roll Welding“, *Weld. J.* **January** (2004), 16-S –26-S (siehe S. 32)
- [120] C. THOMY und F. VOLLERTSEN. „Laser-Mig Hybrid Welding Of Aluminium To Steel — Effect Of Process Parameters On Joint Properties“, *Weld World* **56.5-6** (2012), S. 124–132 (siehe S. 32)
- [121] B. HÖREN, K. BETHLEHEM-EICHLER, K. SEIDEL und L. ECKSTEIN. „Light multi-material body for an electric vehicle“, *ATZ Worldw* **117.9** (2015), S. 10–15 (siehe S. 33)
- [122] T. BEIN. *Advanced Multi-Material Lightweight Design*. Istanbul, Türkei, 2016-11-03 (siehe S. 33)
- [123] P. KEIL, D. LÜTZENKIRCHEN-HECHT und R. FRAHM. „Investigation of Room Temperature Oxidation of Cu in Air by Yoneda-XAFS“. In: *X-ray absorption fine structure - XAFS 13*. Hrsg. von B. HEDMAN. AIP Conference Proceedings. Melville, NY: American Inst. of Physics, 2007, S. 490–492. ISBN: 978-0735403840 (siehe S. 41)
- [124] Y.-Y. SU, S. NAKAYAMA und T. OSAKAI. „Cathodic reduction of copper oxides“, *Corr. Rev.* **29.1-2** (2011), S. 51–71 (siehe S. 41)
- [125] H. C. SCHMIDT, D. RODMAN, O. GRYDIN, C. EBBERT, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Joining with Electrochemical Support: Cold Pressure Welding of Copper – Weld Formation and Characterization“, *AMR* **966-967** (2014), S. 453–460 (siehe S. 41)
- [126] H. Y. H. CHAN, C. G. TAKOUDIS und M. J. WEAVER. „Oxide Film Formation and Oxygen Adsorption on Copper in Aqueous Media As Probed by Surface-Enhanced Raman Spectroscopy“, *J. Phys. Chem. B* **103.2** (1999), S. 357–365 (siehe S. 43)
- [127] N. BAY. „Cold Welding - Part 1 - Characteristics, bonding mechanisms, bond strength“, *Met. Constr.-Brit. Weld.* **18.6** (1986), S. 369–372 (siehe S. 43)
- [128] A. TSUGE, Y. UWAMINO und T. ISHIZUKA. „Determination of copper(I) and copper (II) oxides on a copper power surface by diffuse reflectance infrared Fourier transform spectrometry“, *Anal. Sci.* **6.6** (1990), S. 819–822 (siehe S. 44)
- [129] W. P. GILBREATH und H. T. SUMSION. „Solid-Phase Welding of Metals under High Vacuum“, *Journal of Spacecraft and Rockets* **3.5** (1966) (siehe S. 44)
- [130] P. HE, J. ZHANG, R. ZHOU und X. LI. „Diffusion Bonding Technology of a Titanium Alloy to a Stainless Steel Web With an Ni Interlayer“, *Mater. Charact.* **43.5** (1999), S. 287–292 (siehe S. 45)
- [131] S. KUNDU, M. GHOSH, A. LAIK, K. BHANUMURTHY, G. B. KALE und S. CHATTERJEE. „Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer“, *Mater. Sci. Eng., A* **407.1-2** (2005), S. 154–160 (siehe S. 45)
- [132] J. S. HA und S. I. HONG. „Design of high strength Cu alloy interlayer for mechanical bonding Ti to steel and characterization of their tri-layered clad“, *Mater. Des.* **51** (2013), S. 293–299 (siehe S. 45)

- [133] L. M. ZHAO und Z. D. ZHANG. „Effect of Zn alloy interlayer on interface microstructure and strength of diffusion-bonded Mg–Al joints“, *Scr. Mater.* **58.4** (2008), S. 283–286 (siehe S. 45)
- [134] Z. A. MUNIR. „A theoretical analysis of the stability of surface oxides during diffusion welding of metals“, *Welding Research Supplement* **12.62** (1983), 333-s -336-s (siehe S. 45)
- [135] Y. TAKAHASHI, T. NAKAMURA und K. NISHIGUCHI. „Dissolution process of surface oxide film during diffusion bonding of metals“, *J. Mater. Sci.* **27.2** (1992), S. 485–498 (siehe S. 45)
- [136] N. F. KAZAKOV, Hrsg. *Diffusion Bonding of materials*. Oxford: Mir Publ, 1985. ISBN: 0-08-032550-5 (siehe S. 45)
- [137] E. VINARICKY, Hrsg. *Elektrische Kontakte, Werkstoffe und Anwendungen: Grundlagen, Technologien, Prüfverfahren*. 3. Auflage. Berlin und Heidelberg: Springer Vieweg, 2016. ISBN: 978-3-642-45427-1 (siehe S. 45)
- [138] J. HALLBERG und R. C. HANSON. „The elastic constants of cuprous oxide“, *Phys. Status Solidi B* **42.1** (1970), S. 305–310 (siehe S. 46)
- [139] R. W. ARMSTRONG, H. SHIN und A. W. RUFF. „Elastic/plastic effects during very low-load hardness testing of copper“, *Acta. Metall. Mater.* **43.3** (1995), S. 1037–1043 (siehe S. 46)
- [140] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT. *DKI Werkstoff-Datenblätter: Cu-ETP*. Hrsg. von DEUTSCHES KUPFERINSTITUT (siehe S. 46)
- [141] K. E. PETERSEN und C. R. GUARNIERI. „Young’s modulus measurements of thin films using micromechanics“, *J. Appl. Phys.* **50.11** (1979), S. 6761–6766 (siehe S. 46)
- [142] B. JÖNSSON und S. HOGMARK. „Hardness measurements of thin films“, *Thin Solid Films* **114.3** (1984), S. 257–269 (siehe S. 46)
- [143] B. BHUSHAN, G. S. THEUNISSEN und X. LI. „Tribological studies of chromium oxide films for magnetic recording applications“, *Thin Solid Films* **311.1-2** (1997), S. 67–80 (siehe S. 46)
- [144] G. V. SAMSONOV, Hrsg. *Handbook of the Physicochemical Properties of the Elements*. Boston, MA: Springer US, 1968. ISBN: 978-1-4684-6068-1 (siehe S. 46)
- [145] M. R. NOTIS, R. M. SPRIGGS und W. C. HAHN. „Elastic moduli of pressure-sintered nickel oxide“, *J. Geophys. Res.* **76.29** (1971), S. 7052–7061 (siehe S. 46)
- [146] J. LUO. „Young’s modulus of electroplated Ni thin film for MEMS applications“, *Mater. Lett.* **58.17-18** (2004), S. 2306–2309 (siehe S. 46)
- [147] J. LAMOVEC, V. JOVIĆ, D. RANDJELOVIĆ, R. ALEKSIĆ und V. RADOJEVIĆ. „Analysis of the composite and film hardness of electrodeposited nickel coatings on different substrates“, *Thin Solid Films* **516.23** (2008), S. 8646–8654 (siehe S. 46)
- [148] J. R. DAVIS, Hrsg. *Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*. 10. Aufl. Bd. 2. ASM Handbook. Materials Park, Ohio: ASM International, 2000. ISBN: 0-87170-378-5 (siehe S. 46)
- [149] S. K. VENKATARAMAN, D. L. KOHLSTEDT und W. W. GERBERICH. „Continuous microindentation of passivating surfaces“, *J. Mater. Res.* **8.04** (1993), S. 685–688 (siehe S. 46)
- [150] T. AMANO, M. OKAZAKI, Y. TAKEZAWA, A. SHIINO, M. TAKEDA, T. ONISHI, K. SETO, A. OHKUBO und T. SHISHIDO. „Hardness of Oxide Scales on Fe-Si Alloys at Room- and High-Temperatures“, *MSF* **522-523** (2006), S. 469–476 (siehe S. 46)

- [151] SALZGITTER GRUPPE. *DCo4: Weiche Stähle zum Kaltumformen*. Hrsg. von SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH. Salzgitter, 1. Mai 2014 (siehe S. 46)
- [152] H. L. D. PUGH und D. GREEN. „The Effect of Hydrostatic Pressure on the Plastic Flow and Fracture of Metals“, *P. I. Mech. Eng.* **179**.Pt 1 No 12 (1964), S. 415–437 (siehe S. 46, 93)
- [153] J. J. LEWANDOWSKI und P. LOWHAPHANDU. „Effects of hydrostatic pressure on mechanical behaviour and deformation processing of materials“, *Int. Mater. Rev.* **43**.4 (2013), S. 145–187 (siehe S. 46)
- [154] M. S. PATERSON und C. W. WEAVER. „Deformation of Polycrystalline MgO Under Pressure“, *J. American. Ceramic. Society.* **53**.8 (1970), S. 463–471 (siehe S. 46)
- [155] C. EBBERT, H. C. SCHMIDT, D. RODMAN, F. NÜRNBERGER, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Joining with electrochemical support (ECUF): Cold pressure welding of copper“, *J. Mater. Process. Tech.* **214**.10 (2014), S. 2179–2187 (siehe S. 59)
- [156] R. R. L. DE OLIVEIRA, D. A. C. ALBUQUERQUE, T. G. S. CRUZ, F. M. YAMAJI und F. L. LEITE. „Measurement of the Nanoscale Roughness by Atomic Force Microscopy: Basic Principles and Applications“. In: *Atomic Force Microscopy - Imaging, Measuring and Manipulating Surfaces at the Atomic Scale*. Hrsg. von V. BELLITTO. InTech, 2012, S. 147–174. ISBN: 978-953-51-0414-8 (siehe S. 62)
- [157] P. C. GRAAT und M. A. SOMERS. „Simultaneous determination of composition and thickness of thin iron-oxide films from XPS Fe 2p spectra“, *Appl. Surf. Sci.* **100-101** (1996), S. 36–40 (siehe S. 66)
- [158] B. LESIAK, A. JABLONSKI, J. ZEMEK, P. JIRICEK und M. ČERŇANSKÝ. „Studies of iron and iron oxide layers by electron spectroscopes“, *Appl. Surf. Sci.* **252**.2 (2005), S. 330–338 (siehe S. 66)
- [159] M. M. NAGL und W. T. EVANS. „The mechanical failure of oxide scales under tensile or compressive load“, *J. Mater. Sci.* **28**.23 (1993), S. 6247–6260 (siehe S. 66, 67)
- [160] J. B. WACHTMAN, W. E. TEFFT, D. G. LAM und C. S. APSTEIN. „Exponential Temperature Dependence of Young’s Modulus for Several Oxides“, *Phys. Rev. Lett.* **122**.6 (1961), S. 1754–1759 (siehe S. 66, 67)
- [161] E. P. S. TAN, Y. ZHU, T. YU, L. DAI, C. H. SOW, V. B. C. TAN und C. T. LIM. „Crystallinity and surface effects on Young’s modulus of CuO nanowires“, *Appl. Phys. Lett.* **90**.16 (2007), S. 163112 (siehe S. 66, 67)
- [162] H. UTSUNOMIYA, S. DOI, K.-i. HARA, T. SAKAI und S. YANAGI. „Deformation of oxide scale on steel surface during hot rolling“, *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* **58**.1 (2009), S. 271–274 (siehe S. 67)
- [163] W. ZHANG, N. BAY und T. WANHEIM. „Influence of hydrostatic Pressure in Cold-Pressure Welding“, *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* **41**.1 (1992), S. 293–297 (siehe S. 67, 93, 128)
- [164] „Zinc oxide (ZnO) elastic moduli and compliances, bulk modulus, compressibility and related parameters“. In: *Numerical data and functional relationships in science and technology*. Hrsg. von O. MADELUNG, U. RÖSSLER, H. LANDOLT, R. BÖRNSTEIN und W. MARTIENSSEN. Bd. 41B. Berlin: Springer, 1999, S. 1–5. ISBN: 978-3-540-64964-9 (siehe S. 67)

- [165] J. C. YANG, M. YEADON, B. KOLASA und J. M. GIBSON. „Oxygen surface diffusion in three-dimensional Cu<sub>2</sub>O growth on Cu(001) thin films“, *Appl. Phys. Lett.* **70**.26 (1997), S. 3522–3524 (siehe S. 69)
- [166] H. LE, M. SUTCLIFFE, P. WANG und G. BURSTEIN. „Surface oxide fracture in cold aluminium rolling“, *Acta. Mater.* **52**.4 (2004), S. 911–920 (siehe S. 70, 74)
- [167] B. M. AGERS und A. R. E. SINGER. „The Mechanism of Small Tool Pressure Welding“, *Brit. Weld. J.* July (1964), S. 313–319 (siehe S. 71, 72, 130)
- [168] A. B. SOWTER. „Materials joined by new cold welding process“, *Materials and Methods* 28 (1948), S. 60–63 (siehe S. 72)
- [169] R. F. TYLECOTE, D. HOWD und J. E. FURMIDGE. „The influence of surface films on the pressure welding of metals“, *Brit. Weld. J.* **5**.1 (1958), S. 21–38 (siehe S. 72)
- [170] C. BARLOW, P. NIELSEN und N. HANSEN. „Multilayer roll bonded aluminium foil: Processing, microstructure and flow stress“, *Acta. Mater.* **52**.13 (2004), S. 3967–3972 (siehe S. 74)
- [171] T. NEUMAIER. *Zur Optimierung der Verfahrensauswahl von Kalt-, Halbwarm- und Warmmassivumformverfahren: Zugl.: Hannover, Univ., Diss., 2003*. Als Ms. gedr. Berichte aus dem Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen, Universität Hannover. Düsseldorf: VDI-Verl., 2003. ISBN: 3183637022 (siehe S. 74)
- [172] H. C. SCHMIDT, C. EBBERT, D. RODMAN, W. HOMBERG, G. GRUNDMEIER und H. J. MAIER. „Investigation of Cold Pressure Welding: Cohesion Coefficient of Copper“, *KEM* **651-653** (2015), S. 1421–1426 (siehe S. 80)
- [173] C. HOPPE, C. EBBERT, M. VOIGT, H. C. SCHMIDT, D. RODMAN, W. HOMBERG, H. J. MAIER und G. GRUNDMEIER. „Molecular Engineering of Aluminum-Copper Interfaces for Joining by Plastic Deformation“, *Adv. Eng. Mater.* **18**.6 (2016), S. 1066–1074 (siehe S. 84, 85)
- [174] H. C. SCHMIDT, A. G. ORIVE, W. HOMBERG, G. GRUNDMEIER, I. HORDYCH und H. J. MAIER. „Cold Pressure Welding Aluminium-Steel Blanks: Manufacturing Process and Electrochemical Surface Preparation“. In: *AIP Conference Proceedings* 1960. Bd. 1960. 2018, S. 050007 (siehe S. 84, 85)
- [175] J. P. MATINLINNA, L. V. J. LASSILA und P. K. VALLITTU. „The effect of three silane coupling agents and their blends with a cross-linker silane on bonding a bis-GMA resin to silicized titanium (a novel silane system)“, *J. Dent.* **34**.10 (2006), S. 740–746 (siehe S. 86)
- [176] J. P. MATINLINNA, L. V. J. LASSILA und P. K. VALLITTU. „The effect of a novel silane blend system on resin bond strength to silica-coated Ti substrate“, *J. Dent.* **34**.7 (2006), S. 436–443 (siehe S. 86, 148)
- [177] R. S. SONKUL. „Integrated polymethylmethacrylate - polydimethylsiloxane devices for microfluidic applications“. PhD thesis. Utah, USA: The University of Utah, 2009 (siehe S. 86, 87, 148)
- [178] T. SKÅRE und J.-E. STÅHL. „Static and dynamic friction processes under the influence of external vibrations“, *Wear* **154**.1 (1992), S. 177–192 (siehe S. 106)
- [179] K. SIEGERT und J. ULMER. „Influencing the Friction in Metal Forming Processes by Superimposing Ultrasonic Waves“, *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* **50**.1 (2001), S. 195–200 (siehe S. 106)

- [180] T. JIMMA, Y. KASUGA, N. IWAKI, O. MIYAZAWA, E. MORI, K. ITO und H. HATANO. „An application of ultrasonic vibration to the deep drawing process“, *J. Mater. Process. Tech.* **80-81** (1998), S. 406–412 (siehe S. 106)
- [181] O. IZUMI, K. OYAMA und Y. SUZUKI. „Effects of superimposed ultrasonic vibration on compressive deformation of metals“, *T. Jpn. I. Met.* **7.3** (1966), S. 162–167 (siehe S. 106)
- [182] C. J. CAWTHORN, E. G. LOUKAIDES und J. M. ALLWOOD. „Comparison of Analytical Models for Sheet Rolling“, *Procedia Eng.* **81** (2014), S. 2451–2456 (siehe S. 116)
- [183] M. A. MEYERS. *Dynamic behavior of materials*. New York: Wiley, 1994. ISBN: 978-0471582625 (siehe S. 117)
- [184] H. CONRAD und L. RICE. *COLD WELDING OF COPPER UNDER ULTRAHIGH VACUUM*. Toronto, Canada, 1967 (siehe S. 120)
- [185] G. P. UPIT und J. J. MANIK. „The Effect of Load on the Cohesive Strength of Virgin Surfaces of Plastic Metals“, *Wear* **13** (1969), S. 77–84 (siehe S. 120)
- [186] ALUMINIUM-ZENTRALE E.V., Hrsg. *Aluminium-Merkblatt: Beizen und Entfetten von Aluminium*. Düsseldorf (siehe S. 125)
- [187] J.-S. ZHOU, O.-K. HARRER, W. SCHWENZFEIER und F. D. FISCHER. „Analysis of the bending of the rolling material in asymmetrical sheet rolling“, *Int. J. Mech. Sci.* **42.1** (2000), S. 49–61 (siehe S. 131)
- [188] M. ABBASI, A. KARIMI TAHERI und M. T. SALEHI. „Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process“, *J. Alloys Compd.* **319.1-2** (2001), S. 233–241 (siehe S. 142)
- [189] A. R. BIRKERT, S. HAAGE und M. STRAUB, Hrsg. *Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile: Auslegung von Ziehanlagen*. SpringerLink. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013. ISBN: 9783642346705 (siehe S. 143)
- [190] J. COA und B. L. KINSEY. *Adaptive Method and Apparatus for Forming Tailored Welded Blanks*. US005941110A. 1999 (siehe S. 143)
- [191] S. W. SCHMIDT, P. FILIPPOV, A. KERSCH, M. K. BEYER und H. CLAUSEN-SCHAUMANN. „Single-molecule force-clamp experiments reveal kinetics of mechanically activated silyl ester hydrolysis“, *ACS nano* **6.2** (2012), S. 1314–1321 (siehe S. 148)
- [192] S. W. SCHMIDT, M. F. PILL, A. KERSCH, H. CLAUSEN-SCHAUMANN und M. K. BEYER. „Mechanically induced silyl ester cleavage under acidic conditions investigated by AFM-based single-molecule force spectroscopy in the force-ramp mode“, *Faraday Discuss* **170** (2014), S. 357–367 (siehe S. 148)
- [193] DASSAULT SYSTÈMES. *Abaqus User Subroutines Reference Manual*. 2011 (siehe S. 148)
- [194] DASSAULT SYSTÈMES. *Abaqus Theory Manual*. 2011 (siehe S. 149, 150)
- [195] M. BAMBACH, M. PIETRYGA, A. MIKLOWEIT und G. HIRT. „A finite element framework for the evolution of bond strength in joining-by-forming processes“, *J. Mater. Process. Tech.* **214.10** (2014), S. 2156–2168 (siehe S. 149)

## Normen

- [N1] DIN 8593-5:2003-09. *Fertigungsverfahren Fügen Teil 5: Fügen durch Umformen.* (Siehe S. 3)
- [N2] DIN 8593-6:2003-09. *Fertigungsverfahren Fügen, Teil 6: Fügen durch Schweißen.* (Siehe S. 3)
- [N3] DIN EN 14610:2005-02. *Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse.* (Siehe S. 3, 5)
- [N4] DIN EN ISO 4063:2011-03. *Schweißen und verwandte Prozesse - Liste der Prozesse und Ordnungsnummern.* (Siehe S. 3)
- [N5] DIN EN ISO 2080:2009-08. *Metallische und andere anorganische Überzüge.* (Siehe S. 7)
- [N6] DIN 8583-2:2003-09. *Fertigungsverfahren Druckumformen - Teil 2: Walzen.* (Siehe S. 8)
- [N7] DIN EN 10130:2007-02. *Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen.* (Siehe S. 41)
- [N8] DIN EN 1652:1998-03. *Kupfer und Kupferlegierungen - Platten, Bleche, Bänder, Streifen und Ronden zur allgemeinen Verwendung.* (Siehe S. 41)
- [N9] DIN EN 485-2:2016-08. *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Bänder, Bleche und Platten - Teil 2 Mechanische Eigenschaften.* (Siehe S. 41)

## Patente

- [P1] W. M. THOMAS, E. D. NICHOLAS, J. C. NEEDHAM, M. G. MURCH, P. TEMPLE-SMITH und C. J. DAWES. *Improvements Relating to Friction Welding.* WO 93/10935. 1993 (siehe S. 4)
- [P2] J. COA und B. L. KINSEY. *Adaptive Method and Apparatus for Forming Tailored Welded Blanks.* US005941110A. 1999 (siehe S. 143)



# Abbildungsverzeichnis

2.1	Walzspaltaufbau und wirkende Kräfte . . . . .	8
2.2	Der Walzspalt beim Walzplattieren eines weichen und harten Werkstoffes . .	11
2.3	Pressverschweißte Aluminium-Scherzugprobe: Versagen durch Einschnüren .	14
2.4	Stumpfstoß-Schweißen und Pressschweißen von Rohren . . . . .	15
2.5	Darstellung des Pressschweißens nach der Schichtentheorie . . . . .	18
2.6	Metalloberfläche an sauerstoffhaltiger Atmosphäre . . . . .	24
2.7	Elektrochemische Behandlung von Metalloberflächen . . . . .	26
2.8	Redoxreaktion von Aluminium in KCl-Lösung und LiClO <sub>4</sub> Propylencarbonat	28
2.9	Oberflächenreibung: Reibschubspannung und Kontaktdruck . . . . .	31
4.1	Pressschweißen: die wichtigsten Einflussgrößen . . . . .	37
4.2	Versuchswerkzeug zum Überlapp-Pressschweißen von Kupferproben . . . . .	39
4.3	Versuchswerkzeug zum Pressschweißen durch inkrementelles Walzen . . . . .	40
4.4	Spannungs-Dehnungs-Verlauf: DCo4, CW004A und EN AW-1050A H111 . .	42
4.5	Spannungs-Dehnungs-Verlauf: EN AW-1050A H24, -5754 H22 und -6082 T6	42
4.6	Chronopotentiometrie-Messung an einer Kupferprobe . . . . .	43
4.7	Kenngrößen einer Scherzugprobe im Längsschnitt . . . . .	48
4.8	Aufnahme einer Kupferprobe und FEA des Oberflächenzuwachses . . . . .	50
4.9	FE-Modell zum Überlapp-Pressschweißen . . . . .	50
4.10	FEA des Oberflächenzuwachses beim Überlapp-Pressschweißen . . . . .	52
4.11	Vergleichs-Scherzugfestigkeit von Kupfer-Pressschweißverbunden . . . . .	55
4.12	Analytisch ermittelte Scherzugfestigkeit über die Dickenreduktion . . . . .	56
5.1	Scherzugkraft von Kupferverbunden (AR, LSG, KRED, CVRED) . . . . .	61
5.2	Scherzugkraft von Kupferverbunden (BR, BR-KRED, BR-CVRED) . . . . .	63
5.3	Scherzugkraft von Stahl-Kupfer-Verbunden (AR, LSG, KRED, CVRED) . . .	65
5.4	Einfluss des Werkzeugradius (Kupfer KRED) . . . . .	68
5.5	Einfluss der zweistufigen inkrementellen Umformung (Kupfer BR, BR-KRED)	69
5.6	Verbindungsaufbau bei elektrochemischer Aktivierung durch Oxidreduktion .	70
5.7	Abhängigkeit des Reoxidationsgrades von der Schichtdicke (Kupfer) . . . . .	73
5.8	Scherzugkraft und Versagensverhalten von Kupferverbunden . . . . .	76
5.9	Ablauf zum Pressschweißen von Bruchflächen . . . . .	78
5.10	Versuchsaufbau Immersion im Zug-Druck-Modul . . . . .	78
6.1	Scherzugkraft von Al-Cu-Verbunden mit MPTMS-Beschichtung . . . . .	85
6.2	Scherzugkraft von Aluminiumverbunden mit Kupfer-Beschichtung . . . . .	89

6.3	Versagensbilder der Kupfer-Beschichtung . . . . .	90
6.4	Versagensbilder der Chrom-Beschichtung . . . . .	91
6.5	Scherzugfestigkeit von Aluminiumverbunden mit Nickel-Beschichtung . . . . .	92
6.6	Versagensbilder der Nickelb-Beschichtung bei Aluminiumverbunden . . . . .	94
6.7	Schematischer Verbindungsaufbau bei metallischen Beschichtungen . . . . .	95
6.8	Entwurf und Test einer elektrochemischen in-line Zelle . . . . .	97
7.1	Prozessschaubild inkrementelles Walzens mit elektrochem. Aktivierung . . . . .	100
7.2	Kinematik des inkrementellen Walzens . . . . .	101
7.3	Relative Zustellung und Umformgrad beim ink. Walzen . . . . .	104
7.4	Aufbau und Zustellung einer Walze mit begrenzter Zustellung . . . . .	105
7.5	Parameter eines Fügepunktes beim ink. Walzen . . . . .	107
7.6	Werkzeugformen: konstante und begrenzte Zustellung . . . . .	108
7.7	Entwicklung der Mikrostruktur beim Pressschweißen . . . . .	109
7.8	Härteverlauf der Fügestelle beim Pressschweißen . . . . .	110
7.9	Walzkräfte beim ink. Walzen . . . . .	112
7.10	Analytische Walzkraft beim ink. Walzen artgleicher Verbunde . . . . .	113
7.11	Schichtdickenverhältnisse beim ink. Walzen . . . . .	115
7.12	Analytische Walzkraft beim inkrementellen Walzen artfremder Verbunde . . . . .	116
7.13	FEA der Spannungen im Blech beim inkrementellen Walzen . . . . .	118
7.14	Normal- und Längsspannung im Walzspalt . . . . .	119
7.15	FEA: Scherspannung im neutralen Punkt und Normalspannung bei Al und Cu . . . . .	119
7.16	Prozessfenster beim Pressschweißen von Blechen . . . . .	121
7.17	Methodik zur Ermittlung der Prozessreibung . . . . .	123
7.18	Einzugsweg und -kraft bei Werkzeugen mit kontinuierlicher Zustellung . . . . .	124
7.19	Ergebnisse Al-legierungen und DCo4 (ink. Walzen) . . . . .	127
7.20	Einfluss der Fügeposition auf den Verbindungsaufbau . . . . .	128
7.21	Al-Platinen mit Fügestellen längs und quer zur Überlappung . . . . .	130
7.22	Fügestellenorientierung: Einfluss und Korrekturmaßnahmen . . . . .	131
7.23	Korrekturmaßnahmen der Prozessführungsstrategie . . . . .	132
7.24	Einfluss asymmetrischer Werkzeuge (Radien) . . . . .	133
7.25	Walzspaltverhältnis und Oberflächenzuwachs bei asym. Werkzeugaufbauten . . . . .	134
7.26	FEA: Einfluss der Werkzeugbreite auf den Oberflächenzuwachs . . . . .	135
7.27	FEA der Werkzeugprofile im Querschnitt . . . . .	136
7.28	Querschnitt einer Fügezone (Aluminium-Verbund) . . . . .	137
7.29	Schrittweite der Fügepunkte beim ink. Walzen . . . . .	138
7.30	Einfluss der Schrittweite beim ink. Walzen . . . . .	140
7.31	Versagensbilder von Al-Verbundblechen . . . . .	141
7.32	Einfluss der Wärmebehandlung auf Pressschweißverbunde (Cu-Al) . . . . .	142
7.33	Profile aus St-Al-Verbundplatinen . . . . .	143

---

8.1	Verbindungstypen beim Pressschweißen . . . . .	148
8.2	FE-Kontaktmodell mit UINTER . . . . .	150
8.3	UINTER Modellvalidierung: Kontaktnormalspannung . . . . .	152
8.4	UINTER Modellvalidierung: Scherspannung . . . . .	153
8.5	FEA: Entwicklung der Verbundfestigkeit mit UINTER . . . . .	154
8.6	FEA: Virtueller Scherzugversuch und Vergleich mit exp. Ergebnissen . . . . .	155
A1.1	AFM-Topographie (Kupfer) . . . . .	179
A1.2	Zeitaufgelöste FTIR-Messung (Kupfer) . . . . .	180



# Tabellenverzeichnis

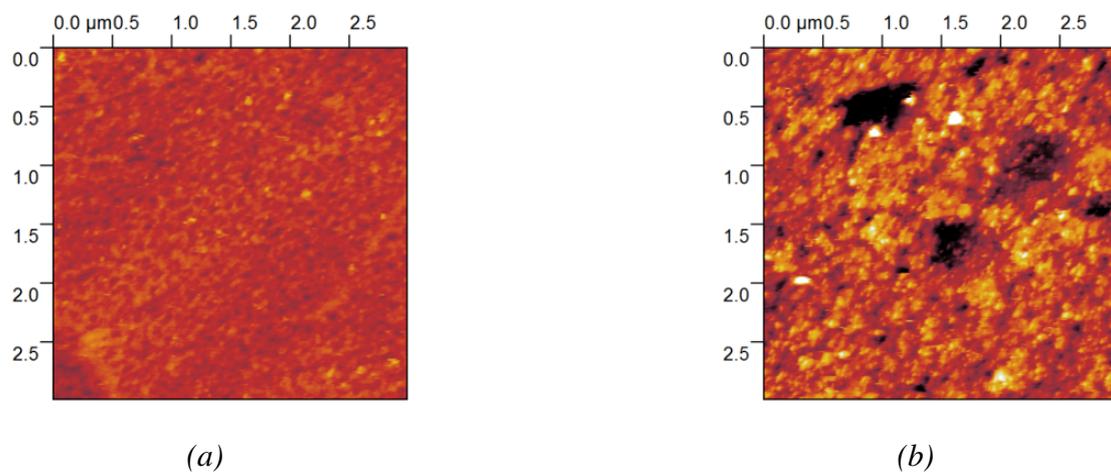
2.1	Elektrochemische Eigenschaften von Metallen . . . . .	28
4.1	Norm-Eigenschaften der verwendeten Blechwerkstoffe . . . . .	41
4.2	E-Modul und Härte der verwendeten Metalle . . . . .	46
4.3	Versuchsplan zur Untersuchung metallischer Deckschichten . . . . .	47
5.1	Versuchsplan zum Überlapp-Pressschweißen von Kupfer . . . . .	58
5.2	Versuchsergebnisse zum Überlapp-Pressschweißen von Kupfer . . . . .	64
5.3	Versuchsergebnisse zur Aktivierung von Stahloberflächen . . . . .	66
5.4	E-Moduln der Metalloxide und Schwellwerte verwendeter Werkstoffe . . . . .	67
5.5	Prozessabhängigkeit der Schwellwerte . . . . .	72
5.6	Haftungskoeffizient $\chi$ von Kupfer-Bruchflächen . . . . .	80
6.1	Ergebnisse Al-Cu-Verbunde mit MPTMS-Beschichtung . . . . .	86
6.2	Ergebnisse Al-Cu-Verbunden mit BTSE-Beschichtung . . . . .	87
6.3	Ergebnisse St-Al-Verbunde mit Kupfer-Beschichtung . . . . .	88
6.4	Ergebnisse St-Al mit Nickel-Beschichtung . . . . .	92
7.1	Parameter zur Schichtdicke beim ink. Walzen . . . . .	115
7.2	Werkstoffeigenschaften im FE-Modell zum inkrementellen Walzen von Al-Cu . . . . .	117
7.3	Ergebnisse inkrementelles Walzen von Aluminiumlegierungen . . . . .	125
7.4	Blechdicke im Auslauf der Fügezone bei Aluminiumverbunden . . . . .	137
8.1	Modellierungsansätze für Pressschweißverbindungen . . . . .	147
A2.1	Parameter für eine blanke Kupferoberfläche . . . . .	181
A3.1	Parameter des verwendeten FE-Modelles aus Abschnitt 7.2.2 . . . . .	183
A3.2	Versuchsparameter FEA mit UINTER . . . . .	184



# Anhang

Nachfolgend sind Abbildungen und Tabellen gesammelt, die zur Ergänzung der Darstellungen in den jeweiligen Kapiteln hier aufgeführt und im Kapitel referenziert sind.

## A1 Ergänzende Abbildungen



*Abbildung A1.1:* AFM-Aufnahme der Topographie einer Kupferoberfläche (a) vor und (b) nach der cyclovoltammetrischen Reduktion. Skala in Mikrometer (Referenz Abschnitt 5.1.1 auf Seite 62)

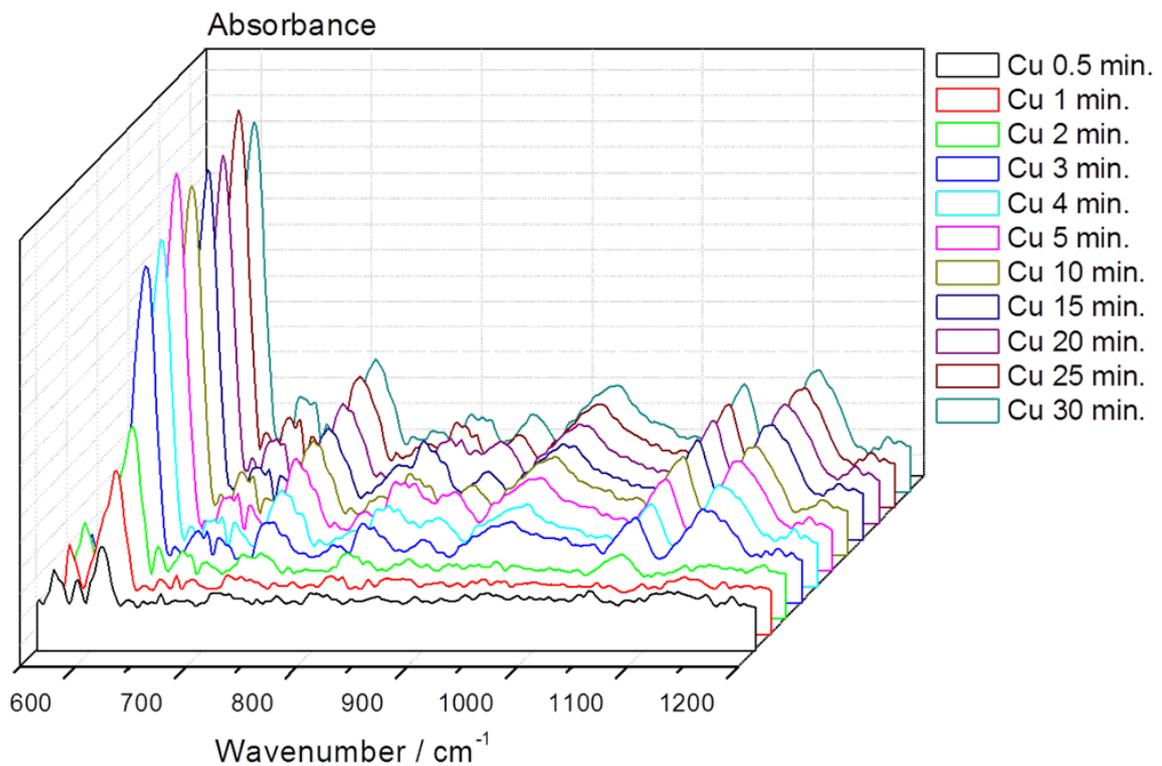


Abbildung A1.2: Zeitaufgelöste FTIR-Messung einer Kupferoberfläche: 520 nm Kupfer-(II)-Oxid, 640 nm Kupfer-(I)-Oxid (Referenz Abschnitt 5.2 auf Seite 69)

## A2 Berechnung des Reoxidationsgrades für Kupfer

Die folgende Berechnung bestimmt den Reoxidationsgrad  $\eta$  für Kupfer (Referenz Abschnitt 5.2.1 auf Seite 71). Die Vorgehensweise wird in [79] für Aluminium beschrieben. Hierzu wird die Kontaktsituation zwischen zwei Blechen deutlich vereinfacht abgebildet. Es wird angenommen, dass im Kontaktpunkt eine Oberfläche aus regelmäßigen Dreiecken besteht und die andere Oberfläche eben ist.

Unter der Annahme einer vereinfachten Oberfläche aus regelmäßigen Dreiecken mit dem Inklinationwinkel  $\Psi_{eq}$ , der mittleren quadratischen Rauheit  $r_{eq}$  und der Höhe  $\sqrt{3} \cdot r_{eq}$  kann das eingeschlossene Volumen bestimmt werden. Der Sauerstoffanteil in der eingeschlossenen Luft beträgt dabei 21 %. Das Volumen wird hierbei für eine Betrachtung im zweidimensionalen Fall berechnet.

Tabelle A2.1: Oberflächen- und Materialparameter für eine blanke Kupferoberfläche. Die Rauheit und der Inklinationwinkel sind [79] entnommen.

Parameter	Wert	Einheit
Mittlere quadratische Rauheit $r_{eq}$	$5 \cdot 10^{-6}$	m
Inklinationwinkel $\Psi_{eq}$	0,18	degree
Temperatur $T$	298	K
Dichte $\text{Cu}_2\text{O}$ $\rho_1$	6000	kg/m <sup>3</sup>
Dichte $\text{CuO}$ $\rho_2$	6480	kg/m <sup>3</sup>
Molare Masse $\text{Cu}_2\text{O}$ $M_1$	$143,09 \cdot 10^{-3}$	kg/mol
Molare Masse $\text{CuO}$ $M_2$	$7954,54 \cdot 10^{-5}$	kg/mol

$$\begin{aligned}
 V_{\text{O}_2}/m &= 0,21 \cdot 3 \cdot \frac{r_{eq}^2}{\tan \Psi_{eq}} \\
 &= 0,21 \cdot 3 \cdot \frac{2,5 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2}{\tan 0,18^\circ} \\
 &= 5 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2
 \end{aligned} \tag{1}$$

Der eingeschlossene Sauerstoff kann auf der freigelegten Oberfläche eine neue Oxidschicht der Dicke  $h_{ox}$  ausbilden. Mit einer nominellen Schichtdicke von insg. 3,3 nm (1,3 nm  $\text{Cu}_2\text{O}$  + 2,0 nm  $\text{CuO}$ , Verhältnis etwa 1,5:1) kann entsprechend der Mischungsregel eine molare Masse  $M_{ox}$  und die Dichte der Oxidschicht  $\rho_{ox}$  bestimmt werden:

$$\begin{aligned}
 M_{ox} &= 0,6 M_1 + 0,4 M_2 \\
 &= 0,6 \cdot 0,143 09 \text{ kg/mol} + 0,4 \cdot 0,079 545 4 \text{ kg/mol} \\
 &= 0,105 \text{ kg/mol}
 \end{aligned} \tag{2}$$

$$\begin{aligned}
 \rho_{ox} &= 0,6 \rho_1 + 0,4 \rho_2 \\
 &= 0,6 \cdot 6000 \text{ kg/m}^3 + 0,4 \cdot 6480 \text{ kg/m}^3 \\
 &= 6288 \text{ kg/m}^3
 \end{aligned} \tag{3}$$

Mit dem molaren Volumen bei SATP-Bedingungen von  $24,465 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3/\text{mol}$  beträgt die molare Masse an Sauerstoff  $M_{\text{O}_2}$  innerhalb des Volumens  $V_{\text{O}_2}$  bei einer Temperatur  $T = 25^\circ\text{C}$  bzw. 298 K:

$$\begin{aligned}
M_{\text{O}_2} \cdot \text{m}^2 &= \frac{V_{\text{O}_2} \cdot 298 \text{ K}}{24,465 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3/\text{mol} \cdot T} \\
&= \frac{5 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2}{24,465 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3/\text{mol}} \frac{298 \text{ K}}{298 \text{ K}} \\
&= 2 \cdot 10^{-7} \text{ mol}
\end{aligned} \tag{4}$$

Um einen Quadratmeter Fläche mit einer Oxidschicht in Nenndicke zu belegen, kann die benötigte Menge Sauerstoff aus der Dichte und der spezifischen Masse bestimmt werden. Die Masse wird dabei zur Vereinfachung auf einen Quadratmeter normiert:

$$\begin{aligned}
M_{\text{O}_2, \text{Ox}} \cdot \text{m}^2 &= 1 \cdot h_{\text{ox}} \frac{\rho_{\text{ox}}}{M_{\text{ox}}} \\
&= 1 \cdot 3,3 \cdot 10^{-9} \text{ m} \cdot \frac{6288 \text{ kg/m}^3}{0,105 \text{ kg/mol}} \\
&= 1,98 \cdot 10^{-4} \text{ mol}
\end{aligned} \tag{5}$$

Die Fläche  $A$  zwischen zwei Dreiecken auf der Oberfläche, die mit der zweiten, ebenen Oberfläche in Kontakt kommt, wird bestimmt als:

$$\begin{aligned}
A/m &= 2 \frac{\sqrt{3} \cdot r_{\text{eq}}}{\sin \Psi_{\text{eq}}} \\
&= 2\sqrt{3} \frac{5 \cdot 10^{-6} \text{ m}}{\sin 0,18^\circ} \\
&= 5,5 \cdot 10^{-3} \text{ m}
\end{aligned} \tag{6}$$

Schließlich kann die Menge an Sauerstoff, die benötigt wird um diese Fläche  $A$  mit einer Oxidschicht in Nenndicke  $h_{\text{ox}}$  zu bedecken, bestimmt werden.

$$\begin{aligned}
M_{\text{A}, \text{Ox}} \cdot \text{m}^2 &= A \cdot M_{\text{O}_2, \text{Ox}} \\
&= 5,5 \cdot 10^{-3} \text{ m} \cdot 1,98 \cdot 10^{-4} \text{ mol} \\
&= 1,16 \cdot 10^{-6} \text{ mol}
\end{aligned} \tag{7}$$

Die benötigte Vergrößerung der Oberfläche, um mehr Fläche freizulegen, also durch verbliebenen Sauerstoff wieder repassiviert werden kann, wird bestimmt als Quotient aus der

Masse die für die Oxidation bereit steht und der Masse die für die Oxidation der betrachteten Fläche benötigt wird.

$$\begin{aligned}
 \eta &= \frac{M_{O_2}}{M_{A,Ox}} \\
 &= \frac{2 \cdot 10^{-7} \text{ mol/m}}{1,16 \cdot 10^{-6} \text{ mol/m}} \\
 &= 0,18
 \end{aligned} \tag{8}$$

### A3 FE-Modelle

*Tabelle A3.1:* Parameter des verwendeten FE-Modelles aus Abschnitt 7.2.2

Parameter	Wert
Aluminium $\sigma_f$	$140 + 75 \cdot \varepsilon_{pl}^{0,65}$
Kupfer $\sigma_f$	$90 + 292 \cdot \varepsilon_{pl}^{0,31}$
Blechdicke $h_0$	2 mm × 1 mm
Enddicke $h_1$	0,43 mm
Werkzeugradius $R_W$	30 mm
Werkzeugbreite $b_W$	2,5 mm bis 10 mm
Reibwert $\mu_{Blech}$	0,8
Reibwert $\mu_{Wkz}$	0,3
Analyse	Explizit
Dauer	0,5 s

*Tabelle A3.2:* Versuchsparameter zur Abbildung des Kaltpressschweißens von Kupfer CW004A mit der entwickelten Subroutine UINTER für das Modell nach COOPER und ALLWOOD aus Abschnitt 8.2.2 auf Seite 153

Parameter	Wert
$\sigma_f(\varepsilon_{pl}) :$	$130 \text{ N/mm}^2 + 410 \cdot 10^3 \text{ N/mm}^2 \cdot \varepsilon_{pl}^{0,279}$
$E:$	120 000 N/mm <sup>2</sup>
$c_0:$	0,01 mm
$k_p:$	120 000 N/mm <sup>2</sup>
$p_0:$	120 000 N/mm <sup>2</sup>
COOPER-ALLWOOD	
$\sigma_0$	300 N/mm <sup>2</sup>
$\sigma_{f0}$	220 N/mm <sup>2</sup>
$\eta$	0,18
$t_{ox}$	3,3 nm
$e_{ox}$	$14 \cdot t_{ox}$
Dauer	2 s

## A4 Programmcode

### A4.1 Script zur Berechnung des Oberflächenzuwachses

*Quelltext A4.1:* surface-expansion.py

```

1  from abaqusConstants import *
   from odbAccess import *
   import os
   import shutil
   currentDir = os.getcwd()+'\\'
6  currentFilename = sys.argv[-2]
   currentFile = currentDir+currentFilename
   newFile = currentDir+sys.argv[-1]
   shutil.copy(currentFile,newFile)
   firstElen = 9.9e-2
11  secondElen = 2.5e-1
   odbPath = newFile
   odb = session.openOdb(name=odbPath,readOnly=FALSE)
   allSteps = session.odbData[odbPath].steps.keys()
   for i in range(len(allSteps)):
16     step = odb.steps[allSteps[i]]

```

```

allFrames = session.odbData[odbPath].steps[allSteps[i]].frames.keys()
for j in range(len(allFrames)):
    frame = step.frames[j]
    firstEdge = frame.fieldOutputs['LE'].getScalarField(componentLabel='
        LE11')
21    secondEdge = frame.fieldOutputs['LE'].getScalarField(componentLabel='
        LE33')
    ysurf = ((exp(firstEdge)*firstElen*exp(secondEdge)*secondElen)-(
        firstElen*secondElen))/(exp(firstEdge)*firstElen*exp(secondEdge)*
        secondElen)
    newField = frame.FieldOutput(name='Y-surfexp', description='Surface
        Expansion', field=ysurf)
    print 'stepName = ', allSteps[i], ' frameNumber = ', allFrames[j]
    odb.save()
26    odb.close()

```

## A4.2 Abaqus Subroutine

### *Quelltext A4.2: uinter.f*

```

!> @file uinter.pubcode.f
!! @brief Fortran UINTER subroutine for ABAQUS
!! @author HANS CHRISTIAN SCHMIDT
4    !! @date 2018-MAY-16
    !!
    !! CREATIVE COMMONS LICENSE: CC BY-NC-SA
    !!
    !! ** Commented for doxygen.org **
9    !! ** yet incomplete **
    !!
    !! TYPING CONVENTION:
    !! UPPER CASE: FORTRAN AND ABAQUS BASICS
    !! LOWER CASE: user defined stuff
14   !!
    !! ABAQUS UNITS
    !!     FORCE: NEWTON
    !!     LENGTH: MILLI METER
    !!     TIME: SECOND
19   !!     MASS: TON
    !!     PRESSURE: MEGA PASCAL
    !!     DENSITY: TON PER CUBIC MILLI METER
    !!     ENERGY: MILLI JOULE
    !! NOTE TO MYSELF:
24   !! SDVs (STATEV) ARE SAVED FOR EACH _INCREMENT_
    !! NOT ITERATION (!)

```

```

!> Subroutine for contact modeling with friction and bondstrength
!! @param[out] STRESS Stress components of the node (1: normal,
29      !!                2: tangential)
!! @param[out] DDSDDR Stiffness matrix components
!! @param[out] STATEV State dependend variables for the user
!! @param AREA Node associated area
!! @param SED Node stored elastic energy
34      !! @param CHRLNGTH Node surface length
!! @param SLNAME Slave surface name
!! @param MSNAME Master surface name
!! @param NODE Node ID
!! @param KIT Iteration
39      !! @param KINC Increment
!! @param LOPENCLOSE Contact status (per ITERATION !)
!! @param[out] LOPENCLOSE Control variable for closed/open contact
!! @param STATEV(1) Bondstrength
!! @param STATEV(2) Status of bond = 0 alive = 1 failed
44      !! @param STATEV(3) Elastic slip
!! @param STATEV(4) Plastic slip
SUBROUTINE UINTER (STRESS, DDSDDR, AMKI, AMSKI, FLUX, DDFDDT, DDSDDT,
1 DDFDDR, STATEV, SED, SFD, SPD, SVD, SCD, PNEWDT, RDISP, DRDISP,
2 TEMP, DTEMP, PREDEF, DPRED, TIME, DTIME, FREQR, CINAME, SLNAME,
49      3 MSNAME, PROPS, COORDS, ALOCALDIR, DROT, AREA, CHRLNGTH, NODE, NDIR,
4 NSTATV, NPRED, NPROPS, MCRD, KSTEP, KINC, KIT, LINPER, LOPENCLOSE,
5 LSTATE, LSDI, LPRINT)

!> Include parameter file
54      !! This specifies variables beginning with A-H and O-Z
!! as IMPLICIT REAL*8 for double precision (=DOUBLE PRECISION)
!! or IMPLICIT REAL for single precision (=REAL)
!! (implicit type convention)
!! --
59      !! In other words: I-N are integers
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
!! this is VABA_PARAM.INC for explicit analysis

DIMENSION STRESS (NDIR), DDSDDR (NDIR, NDIR), FLUX (2), DDFDDT (2, 2),
64      1 DDSDDT (NDIR, 2), DDFDDR (2, NDIR), STATEV (NSTATV), RDISP (NDIR),
2 DRDISP (NDIR), TEMP (2), DTEMP (2), PREDEF (2, NPRED), DPRED (2, NPRED),
3 TIME (2), PROPS (NPROPS), COORDS (MCRD), ALOCALDIR (MCRD, MCRD),
4 DROT (2, 2), AMKI (NDIR, NDIR), AMSKI (NDIR, NDIR)

69      CHARACTER (len=80) :: CINAME, SLNAME, MSNAME

```

```

CHARACTER(len=96) :: mydir, filename

DOUBLE PRECISION, PARAMETER :: TOLER=1.d-12, ZERO=0.D0, ONE=1.d0,
$ TWO=2.D0, THREE=3.d0, HALF=ONE/TWO

74
DOUBLE PRECISION :: h !< Distance of node to surface
1, dp !< Change in pressure
2, taucrit !< Crit. shear stress for slip
3, stiff !< Interface stiffness Ks
79 4, dtau !< Change in shear stress
5, tauelas !< Elastic shear stress
6, gbarelas !< Elastic slip (Manual Theory 5.2.3)
7, dpl_slip !< Change in slip
8, taupr !< Predictor shear stress
84 9, emod !< Emod of material(slave)

DOUBLE PRECISION :: xmu !< Mu friction value
1, gcrit !< Crit. slip tolerance
2, c_0 !< Contact tolerance
3, p_0 !< Pressure at full contact
89 4, k_p !< Interface stiffness p0/c0
5, gtplusdt !< Slip prediction
6, taumax !< Tresca friction tmax
7, eqstress !< vMises equiv. stress
8, bondstrength !< Pressure weld bondstrength
94 9, nodetension !< Tension prediction

INTEGER :: LOPENCLOSE !< Contact status
LOGICAL :: dlog !< Log handling

!! Initializing variables
99 dp = ZERO
taucrit = ZERO !< Critical shear stress
stiff = ZERO !< Stiffness in stick
dtau = ZERO !< Change in shear stress
tauelas = ZERO !< Elastic shear stress
104 dpl_slip = ZERO !< Change in plastic slip
gbarelas = ZERO !< Elastic slip
taupr = ZERO !< Predictor shear stress
gcrit = CHRLNGTH*5.d-3 !< Critical slip for elastic slip
h = RDISP(1) !< Distance between nodes
109 !! Passing properties from the input file
xmu = PROPS(1) !< Friction coefficient, e.g. 1.5D-1
c_0 = PROPS(2) !< Contact tolerance, e.g. 1.0D-2
p_0 = PROPS(3) !< Pressure at full contact, e.g. 1.2D6
k_p = p_0/c_0 !< Interface stiffness

```

```

114      taumax = PROPS(4) !< Maximum shear stress, e.g. 1.27D2
      emod = PROPS(5) !< Youngs modulus, e.g. 1.2D6

      !> Check for contact between nodes based on tolerance
      !! In contact set normal stress, frictional shear stress
119      !! and calculate the bondstrength
      IF (h .GT. -c_0) THEN
        !> Normal stress
        STRESS(1) = k_p*h+p_0
        !> Change in pressure by distance
124      DDSDDR(1,1) = k_p
        !> Change in pressure by slip
        DDSDDR(1,2) = ZERO
        !> Status of node open/closed
        LOPENCLOSE = 1
129      !> Calculate bondstrength if bond alive
        !! (with stress from last increment)
        !! @see bondstrength
        IF(STATEV(2) .LT. ONE) THEN
          STATEV(1) = MAX(bondstrength(NODE, AREA, CHRLNGTH,
134      $      STRESS(1), STRESS(2)), STATEV(1))
        ELSE
          STATEV(1) = ZERO
        END IF
        !! Friction: Coulomb or friction factor (taumax)
139      taucrit = MIN(xmu*STRESS(1), taumax)

        IF (STATEV(1) .GT. ZERO .AND.
$      taucrit .LT. STATEV(1)/SQRT(THREE)) THEN
          taucrit = STATEV(1)/SQRT(THREE)
144      END IF

      stiff = taucrit/gcrit
      !! Calc shear stress _assuming_ elastic slip increment
      !! taupr = stiff *( gamma_elas + delta_gamma )
149      taupr = stiff*(STATEV(3)+DRDISP(2))
      !! Decide on elastic or plastic slip
      IF (ABS(taupr) .LT. taucrit) THEN
        !! Shear stress lower than crit -> elastic slip
        STRESS(2) = taupr
154      !! Decide on numerical tolerance: elastic slip happening?
        IF (stiff .GE. TOLER) THEN
          !! Update elastic slip
          STATEV(3) = STATEV(3)+DRDISP(2)

```

```

    !! Update elastic energy density (info only)
159     SED = (HALF*STRESS(2)**2)/stiff
        ELSE
            SED = ZERO
        END IF
    !! No plastic slip (delta pl slip), since elastic
164     dpl_slip = ZERO
    !! Update plastic slip
        STATEV(4) = STATEV(4)+dpl_slip
    !! Change in friction by distance
        DDSDDR(2,1) = (RDISP(2)/abs(RDISP(2)))*k_p
169     !! Change in friction by slip
        DDSDDR(2,2) = stiff
    ELSE
        c     SHEAR STRESS GREATER THAN CRIT -> PLASTIC SLIP
        c     SET NEW SLIP INC
174     gtplusdt = RDISP(2)
        c     CALC SHEAR STRESS = slip-direction * TAUCRIT
        c     SHEAR STRESS = TAUCRIT WITH DIRECTION
        STRESS(2) = (gtplusdt/abs(gtplusdt))*taucrit
        c     CHANGE IN FRICTION BY DISTANCE
179     DDSDDR(2,1) = (gtplusdt/abs(gtplusdt))*k_p
        DDSDDR(2,2) = stiff
        c     NOW SET THE NEW ELASTIC AND PLASTIC SLIP VALUES
        c     GET CURRENT ELASTIC SLIP
        gbarelas = STATEV(3)
184     c     PREDICT TAU (AS IF PURE COULOMB)
        taupr = stiff*(gbarelas+DRDISP(2))
        c     CALC DELTA PLASTIC SLIP FROM TAUPR
        dpl_slip = (taupr - STRESS(2))/stiff
        c     UPDATE NEW PLASTIC SLIP
189     STATEV(4) = STATEV(4)+dpl_slip
        c     NOW: CALC NEW ELASTIC SLIP
        gbarelas = STRESS(2)/stiff
        c     UPDATE NEW ELASTIC SLIP
        STATEV(3) = gbarelas
194     c     UPDATE ELASTIC ENERGY
        SED = (HALF*STRESS(2)**2)/stiff
    END IF
ELSE
    !> Out of c0 tolerance, check if nodes have been bonded
199     !! by closed contact status
        STRESS(1) = ZERO
        STRESS(2) = ZERO

```

```

                DDSDDR(1,1) = ZERO
                DDSDDR(1,2) = ZERO
204             DDSDDR(2,1) = ZERO
                DDSDDR(2,2) = ZERO
                !> Reset eqstress
                eqstress=ZERO

209             !> Check if bond is available
                !! Do not decide based on LOPENCLOSE because it is saved
                !! for each iteration (false failure)
                IF (STATEV(1) .GT. ZERO .AND. STATEV(2) .EQ. ZERO) THEN
                !> Check if node bond is alive
214             c             IF (STATEV(1) .GT. ZERO .AND. STATEV(2) .EQ. ZERO) THEN

                                !> Bonded surface nodes
                                !! Normal stress can reach bondstrength
                                !! Shear stress can reach bondstrength/sqrt3

219                                 STRESS(1) = k_p*h+p_0

                                taucrit = ABS(STATEV(1))/SQRT(THREE)
                                stiff = taucrit/gcrit
224                                 taupr = stiff*(STATEV(3)+DRDISP(2))
                                STRESS(2) = taupr

                                STATEV(3) = STATEV(3)+DRDISP(2) !< update elastic slip

229                                 DDSDDR(1,1) = k_p
                                DDSDDR(1,2) = ZERO
                                DDSDDR(2,1) = k_p*(RDISP(2)/ABS(RDISP(2)))
                                DDSDDR(2,2) = stiff

234                                 !> vMises equivalent stress
                                eqstress = SQRT((STRESS(1)**2)+THREE*(STRESS(2)**2))
                                END IF

                                !> Decide on bond status
239                                 IF (eqstress .GT. STATEV(1) .AND. STATEV(1) .GT. ZERO) THEN
                                        !! Bond fails
                                        STATEV(2) = ONE !< Bond status = failed
                                        LOPENCLOSE = 0 !< Open contact status
                                END IF

244                                 END IF

```

```

!! Finish subroutine
RETURN
249 END

!> Calculate the pressure weld bond strength for each node
!! based on the Cooper-Allwood equation.
!! DOI: 10.1016/J.JMATPROTEC.2014.04.018
254 !!
!! @param[in] bnode Node ID
!! @param[in] barea Current associated area
!! @param[in] biarea Initial area unstrained state
!! @param[in] bcstress Normal contact stress
259 !! @param[in] bsstress Shear stress
!! @return bondstrength The bondstrength as calculated
DOUBLE PRECISION FUNCTION bondstrength(bnode,
$ barea,biarea,bcstress,bsstress)
!! Variable type definition
264 INTEGER, INTENT(IN) :: bnode !! Node ID
DOUBLE PRECISION, INTENT(IN) :: barea, biarea, bcstress, bsstress

!! Internal variables
DOUBLE PRECISION :: areaone !< Real contact area
269 1, areatwo !< Area with sufficient pressure
2, bondcalc !< Calculated bondstrength
3, psi !< Surface strain
4, vu !< Oxide free surface fraction
5, oxgap !< Oxide fragment gap width
274 6, pex !< Necessary extrusion pressure
7, bareaint=0.0d0 !< internal barea

!! Parameters
DOUBLE PRECISION, PARAMETER :: ZERO=0.0d0, ONE=1.0d0, TWO=2.0d0
279

!! Material parameters
!! Aluminium
!! DOUBLE PRECISION, PARAMETER :: flow=3.0d1 !< Flow stress
!! 1, uts=7.4d1 !< Ultimate tensile strength
284 !! 2, reox=3.5d-1 !< Reoxidation parameter (eta)
!! 3, oxthick=2.9d-6 !< Oxide layer thickness
!! 4, oxfrlen=14.0d0*oxthick !< Oxide fragment length
!! 5, checkarea=2.0d-1 !< Node area, for edge-handling

289 !! Copper parameters

```

```

DOUBLE PRECISION, PARAMETER :: flow=2.2d2 !< Flow stress
1, uts=3.0d2 !< Ultimate tensile strength
2, reox=1.8d-1 !< Reoxidation parameter (eta)
3, oxthick=3.3d-6 !< Oxide layer thickness
294 4, oxfrlen=14.0d0*oxthick !< Oxide fragment length

!> Handling of edge nodes with smaller area
!! If initial node area is less than the
!! 90percent of the checkarea, the node is
299 !! an edge node -> area/2
IF (biarea .LE. checkarea*0.9d0) THEN
    bareaint = barea/2.0d0
ELSE
    bareaint = barea
304 END IF

!! Calculate the surface strain
psi = MAX((bareaint-biarea)/bareaint, ZERO)

309 !! Fraction of oxide free surface
vu = MAX((psi-reox)/(ONE+psi), ZERO)

!! Gap width between oxide fragments
oxgap = MAX((oxfrlen*(psi-reox))/(ONE+reox), ZERO)
314

!! Extrusion pressure
IF (oxgap .GT. ZERO) THEN
    pex = MAX(flow*LOG((oxfrlen+oxgap)/oxgap)+
$ (flow*oxthick/oxgap), ZERO)
319 ELSE
    pex = ZERO
END IF

!! Real surface area in contact
324 IF (bcstress .GT. ZERO) THEN
    areaone = MIN(8.0d-1*bareaint*(SQRT((bcstress**2)+
$ three*(bcstress**2)))/flow, bareaint)
ELSE
    areaone = ZERO
329 END IF

!! Surface area with sufficient extrusion pressure
areatwo = MAX(MIN(8.0d-1*(bcstress-pex)/flow, ONE), ZERO)

```

```
334      !! Calculate total bond strength
      bondcalc = MAX(areaone*vu*areatwo*uts/bareaint, ZERO)

      !! Write bondstrength, limited by UTS
      bondstrength = MIN(bondcalc, uts)
339

      END FUNCTION bondstrength

C      EOF
```