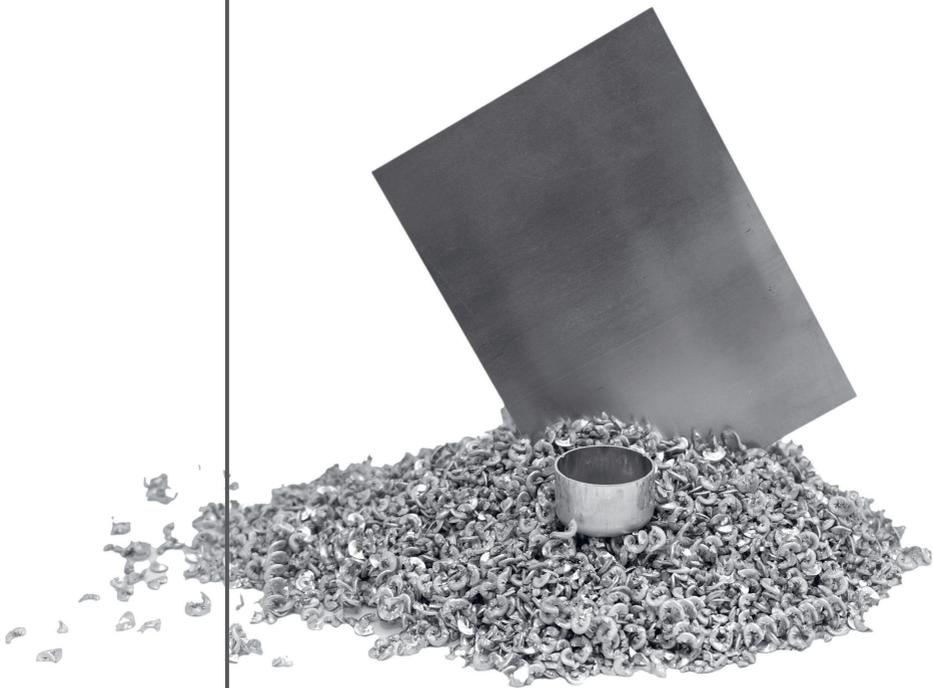


André Schulze

Bleche aus stranggepressten Aluminiumspänen

Herstellung, Charakterisierung und Umformbarkeit



Bleche aus stranggepressten Aluminiumspänen: Herstellung, Charakterisierung und Umformbarkeit

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Dr.-Ing.

der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

André Schulze, M. Sc.

aus

Dortmund

Dortmund, 2022

Vorsitzende der Prüfungskommission: Jun.-Prof. Dr.-Ing. Anne Meyer
Berichter: Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier
PD. Dr.-Ing. Andreas Zabel
Tag der mündlichen Prüfung: 22. November 2022

Dortmunder Umformtechnik

Band 118

André Schulze

Bleche aus stranggepressten Aluminiumspänen

Herstellung, Charakterisierung und Umformbarkeit

D 290 (Diss. Technische Universität Dortmund)

Shaker Verlag
Düren 2023

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

Zugl.: Dortmund, Technische Univ., Diss., 2022

Copyright Shaker Verlag 2023

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-8968-4

ISSN 1619-6317

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren

Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9

Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL) der Technischen Universität Dortmund. An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Personen bedanken, die mich sowohl fachlich als auch menschlich unterstützt und somit entscheidend zum Gelingen der vorliegenden Arbeit beigetragen haben.

Für die Möglichkeit zur Promotion und das mir entgegengebrachte Vertrauen möchte ich mich in besonderem Maße beim Institutsleiter und Betreuer meiner Dissertation Herrn Professor A. Erman Tekkaya bedanken. Die zahlreichen Gespräche und Diskussionen, im Rahmen von Vorträgen und Veröffentlichungen, trugen maßgeblich zu meiner persönlichen Entwicklung und zum erfolgreichen Abschluss meines Promotionsvorhabens bei. Herrn Professor Hans Jürgen Maier danke ich für die Übernahme des Korreferates und den fachlichen Austausch. Für die Mitwirkung als Mitberichter und für die Übernahme der Vorsitzenden der Prüfungskommission danke ich zudem Herrn Dr.-Ing. Andreas Zabel und Frau Juniorprofessorin Anne Meyer. Der Deutschen Forschungsgemeinschaft danke ich für die Förderung des Projektes (Projektnummer 437426733), in dessen Rahmen die zugrundeliegenden Forschungsarbeiten entstanden sind.

Ich bedanke mich bei allen derzeitigen und ehemaligen Kolleg*innen des IULs für die angenehme Arbeitsatmosphäre und die abteilungsübergreifende Hilfsbereitschaft. Insbesondere gilt mein Dank Johannes Gebhard, Patrick Kotzyba, Robin Gitschel, Florian Kneuper, Alessandro Selvaggio, Joshua Grodotzki und Rickmer Meya, für die konstruktiven Diskussionen und hilfreichen Kommentare während meiner Promotion. Ebenfalls danke ich Christoph Dahnke in seiner Funktion als Leiter der Abteilung Massivumformung, Stefan Ossenkemper und Martin Schwane, die mich in den frühen Phasen meiner Forschungsarbeiten am IUL unterstützt haben. Besonders hervorheben möchte ich Oliver Hering und Felix Kolpak mit denen ich mich täglich fachlich sowie freundschaftlich ausgetauscht habe. Darüber hinaus danke ich meiner Abteilung der Massivumformung für den Zusammenhalt und den harmonischen Umgang, auch außerhalb des IULs. Weiterhin möchte ich mich bei allen technischen und administrativen Kolleg*innen für die stetige Unterstützung und Hilfsbereitschaft bedanken. Hervorheben möchte ich Frank Volk und Dirk Hoffmann für ihren Einsatz im experimentellen Bereich.

Mein sehr herzlicher Dank gilt meiner Familie und meinen Freuden. Ich danke meinen Eltern Juliane und Bodo, die mir meinen Werdegang ermöglicht und mich bei allen Entscheidungen beraten haben und deren Unterstützung in allen Bereichen des Lebens ich mir jederzeit sicher sein kann. Mein besonderer Dank gilt meiner Partnerin Ricarda, die mir verständnisvoll zur Seite steht und deren Rückhalt mich stets getragen hat.

Abstract

The steady global economic growth has led to an increasing demand for aluminium and its products in various industrial sectors. The extraction of aluminium and its further processing into products is associated with high energy demand and greenhouse gas emissions. In addition, the consequences of climate change lead to increasing demands in energy efficiency, emission reduction and resource conservation. Thus, the setting of targets to reduce greenhouse gas emissions and becoming climate-neutral is an integral part of shaping the future of industry and politics.

To meet these targets, the direct recycling of aluminium without remelting has gained attention in recent years. This so called solid state recycling, can offer significant environmental benefits in terms of energy and materials savings. By direct hot extrusion, aluminium chips can be directly processed into semi-finished products or profiles requiring relatively low energy and avoiding material loss. Previous research shows that the process allows high quality output if an appropriate die design and process parameter control are employed. Nevertheless, the direct processing of aluminium chips into sheet metal products has not yet been investigated. This would expand the field of direct recycling since the majority of the produced aluminium is fabricated to rolled products and sheets.

A new process chain consisting of hot extrusion of aluminium chips to a cylindrical open profile, with subsequent flattening and rolling for the production of sheets based on AA6060 aluminium chips is presented. The physical processes during chip welding at the individual process steps are investigated and a prediction of the weld quality is calculated using an analytical model and numerical methods. The mechanical properties as well as the microstructure of the chip-based sheets are examined and the results are compared with those obtained from sheets based on conventional cast billets. Further processing of the sheets to bent components and deep drawn cups by bending and deep drawing is carried out to determine their capability for subsequent forming processes. The results regarding the properties of the chip-based sheets, show a difference of 2 – 10 % compared to the cast-based sheets. The analysis of the bent components or deep-drawn cups shows no significant differences between the ones made of chips and those from cast material. It can be stated that their capability for further plastic forming operations is equal which makes the new process route a resource-efficient alternative for the production of aluminium sheet products.

Kurzzusammenfassung

Das stetige globale Wirtschaftswachstum hat zu einer steigenden Nachfrage nach Aluminium und seinen Produkten in verschiedenen Industriezweigen geführt. Die Gewinnung von Aluminium und seine Weiterverarbeitung zu Produkten ist dabei mit einem hohen Energiebedarf und Treibhausgasemissionen verbunden. Andererseits führen die Folgen des Klimawandels zu verstärkten Anstrengungen in den Bereichen Energieeffizienz, Emissionsminderung und Ressourcenschonung. Die Festlegung von Zielen zur Reduzierung der Treibhausgasemissionen und zur Klimaneutralität ist daher ein wesentlicher Bestandteil der Zukunftsgestaltung von Industrie und Politik.

Um diese Ziele zu erreichen, hat das direkte Recycling von Aluminium ohne Wiedereinschmelzen in den letzten Jahren stetig an Aufmerksamkeit gewonnen. Diese allgemein als „*Solid State Recycling*“ bezeichneten Verfahren können erhebliche Umweltvorteile in Form von Energie-, Treibhausgas- und Materialeinsparungen bieten. Durch das Spänestrangpressen können Aluminiumspäne mit geringem Energieaufwand und unter Vermeidung von Materialverlusten direkt zu Halbzeugen oder Profilen verarbeitet werden. Forschungsarbeiten zeigen, dass das Verfahren eine hohe Produktqualität ermöglicht, unter Beachtung einer geeigneten Werkzeugkonstruktion und der Kontrolle der Prozessparameter. Die direkte Verarbeitung von Spänen zu Aluminiumblechen ist jedoch noch nicht untersucht worden. Dies würde den Bereich des direkten Recyclings erweitern, da der Großteil des produzierten Aluminiums zu Blechen und Walzprodukten verarbeitet wird.

Eine neue Prozesskette, bestehend aus dem Strangpressen von Aluminiumspänen zu einem zylindrischen offenen Profil und dem anschließendem Aufweiten und Walzen, zur Herstellung von Blechen aus EN AW-6060 Aluminiumspänen, wird vorgestellt. Die physikalischen Vorgänge bei der Verschweißung der Späne in den einzelnen Prozessschritten werden untersucht und eine Vorhersage der Verschweißqualität mit Hilfe eines analytischen Modells und numerischer Methoden berechnet. Die mechanischen Eigenschaften sowie die Mikrostruktur der spänebasierten Bleche werden untersucht und die Ergebnisse mit denen von Blechen auf Basis von konventionellen Gussblöcken verglichen. Die Bleche werden durch Biegen und Tiefziehen zu Biegeteilen und Näpfen weiterverarbeitet, um ihre Umformbarkeit zu ermitteln. Die Ergebnisse zeigen leichte Unterschiede in den Eigenschaften der spänebasierten Bleche, die eine Differenz von 2 – 10 % zu den gussbasierten Blechen haben. Die Analyse der Biegeteile bzw. der tiefgezogenen Näpfe zeigt keine signifikanten Unterschiede zwischen denen aus Spänen und denen aus Gussmaterial. Es kann festgestellt werden, dass ihr Potential zur weiteren plastischen Umformung gleich ist, was die neue Prozessroute zu einer ressourcenschonenden Alternative für die Herstellung von Produkten aus Aluminiumblechen macht.

Inhaltsverzeichnis

Vorabveröffentlichung von Inhalten	iii
Formelzeichen und Abkürzungen	v
1 Einleitung	1
2 Stand der Kenntnisse	3
2.1 Strangpressen	3
2.1.1 Verfahrensprinzip	3
2.1.2 Prozesssimulation	5
2.2 Spänestrangpressen	7
2.2.1 Einfluss der Prozessparameter.....	10
2.2.2 Eigenschaften der Profile	17
2.2.3 Grundlagen der Festkörperverschweißung.....	20
2.2.4 Weitere Verfahren zum direkten Aluminiumrecycling.....	24
2.3 Aluminiumblechherstellung.....	27
2.3.1 Walzen.....	27
2.3.2 Weiterverarbeitung und Produkte	29
2.4 Strangpressen und Walzen	32
2.5 Energieverbrauch und Emissionen.....	34
2.6 Fazit.....	36
3 Zielsetzung	37
4 Blechherstellung durch Strangpressen, Aufweiten und Walzen	39
4.1 Direktes Walzen von Aluminiumspänen	39
4.2 Neue Prozesskette zur Herstellung spänebasierter Bleche	40
4.3 Strangpressen von Aluminiumspänen.....	41
4.3.1 Späneherstellung und -charakterisierung	41
4.3.2 Blockherstellung und -charakterisierung.....	43
4.3.3 Homogenisierung der Blöcke.....	46
4.3.4 Werkzeugdesign	48
4.3.5 Prozessparameter	56
4.3.6 Ergebnisse der Strangpressversuche	57
4.4 Aufweiten.....	60
4.5 Walzen.....	64
4.6 Wärmebehandlung	65
4.7 Fazit.....	67
5 Analytische und numerische Vorhersage der Späneverschweißung	69
5.1 Berechnung der notwendigen Oberflächenaufweitung.....	69
5.2 Verschweißmodell.....	75

5.3	Berechnung und Analyse der Verschweißqualität	81
5.3.1	Verschweißqualität beim Strangpressprozess	81
5.3.2	Verschweißqualität beim Walzen	89
5.4	Validierung des Verschweißmodells	92
5.5	Fazit	96
6	Einfluss der Prozessschritte auf die Blecheigenschaften	97
6.1	Einfluss des Strangpressens	99
6.1.1	Mechanische Eigenschaften der Profile	99
6.1.2	Mikrostruktur der Profile	106
6.2	Einfluss des Aufweitens und Walzens	112
6.2.1	Mechanische Eigenschaften der Bleche	112
6.2.2	Mikrostruktur der Bleche	118
6.3	Einfluss der Wärmebehandlung	122
6.3.1	Mechanische Eigenschaften der Bleche	123
6.3.2	Mikrostruktur der Bleche	127
6.4	Fazit	131
7	Umformbarkeit spänebasierter Bleche	133
7.1	Herstellung von Bauteilen durch Freibiegen	133
7.2	Analyse der Anisotropie	139
7.3	Herstellung von Bauteilen durch Tiefziehen	142
7.4	Fazit	147
8	Zusammenfassung und Ausblick	149
8.1	Zusammenfassung	149
8.2	Ausblick	150
	Literaturverzeichnis	153
	Anhang A: Simulation der Spänekompaktierung	167
	Anhang B: Simulation des Strangpressprozesses	169
	Anhang C: Bestimmung des Grenzwerts der Verschweißqualität	171

Vorabveröffentlichung von Inhalten

Nachfolgend sind die Veröffentlichungen aufgeführt, die im Rahmen dieser Dissertation entstanden sind. Die Vorabveröffentlichung der Forschungsergebnisse erfolgte mit Zustimmung des Promotionsausschusses.

Schulze, A., Kolpak, F., Hering, O., Tekkaya, A. E., 2019. Weld Quality Determination in Aluminium Chip Extrusion. In: Proceedings of the European Aluminium Congress. Düsseldorf.

Schulze, A., Hering, O., Tekkaya, A. E., 2021. Production and Subsequent Forming of Chip-Based Aluminium Sheets Without Remelting. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology 9, S. 1035–1048.

Schulze, A., Hering, O., Tekkaya, A. E., 2021. Welding of Aluminium in Chip Extrusion. In: Daehn, G., Cao, J., Kinsey, B., Tekkaya, A. E., Vivek, A., Yoshida, Y., Forming the Future 17. Springer International Publishing, S. 139–147.

Schulze, A., Dahnke, C., Tekkaya, A. E., 2022. Production of Sheets by Hot Extrusion of Aluminium Chips. In: Proceedings of the International Aluminum Extrusion Technology Seminar. Orlando.

Kolpak, F., Schulze, A., Dahnke, C., Tekkaya, A. E., 2019. Predicting weld-quality in direct hot extrusion of aluminium chips. Journal of Materials Processing Technology 274, S. 116–294.

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Beschreibung
a_c	mm	Spanlänge
a_p	mm	Schnitttiefe
A	%	Bruchdehnung
A_B	mm ²	Blechquerschnitt
A_G	%	Gleichmaßdehnung
A_R	mm ²	Querschnittsfläche des Rezipienten
A_{\sinh}	-	Reziproker Dehnratenfaktor
A_{Span}	mm ²	Spanoberfläche
b	mm	Blechbreite
b_c	mm	Spanbreite
b_{Korn}	µm	Kornbreite
$b_{\text{Profilöffnung}}$	mm	Breite der Profilöffnung
b_{ss}	mm	Breite der Spänescheibe
b_{Walzen}	mm	Walzenbreite
d	mm	Durchmesser
d_0	mm	Rondendurchmesser
$d_{0,\text{max}}$	mm	Maximaler Rondendurchmesser
d_a	mm	Außendurchmesser
d_{Block}	mm	Blockdurchmesser
d_i	mm	Innendurchmesser
d_{Korn}	µm	Korndurchmesser
$d_{\text{Pressenöffnung}}$	mm	Durchmesser der Pressenöffnung
$d_{\text{Rezipient}}$	mm	Rezipientendurchmesser

Zeichen	Einheit	Beschreibung
d_{Stempel}	mm	Tiefziehstempeldurchmesser
d_{Walzen}	mm	Walzendurchmesser
e	nm	Rissbreite zwischen aufgebrochenen Oxiden
e_1	mm	Länge der 1. Ellipsenhalbachse
e_2	mm	Länge der 2. Ellipsenhalbachse
f	mm	Vorschub
F	MN	Presskraft
$F_{\text{Niederhalter}}$	kN	Niederhalterkraft
h_{Stempel}	mm	Stempelzustellung
h	mm	Napfhöhe
k_f	MPa	Fließspannung
l_{Block}	mm	Blocklänge
l_C	mm	Spanlänge
l_{CW}	mm	Spanlänge Würfel
l_e	mm	Elementkantenlänge
$l_{\text{Führungsfläche}}$	mm	Länge der Führungsfläche
l_{Korn}	μm	Kornlänge
l_{nf}	mm	Länge der neutralen Profidfaser
l_{ss}	mm	Länge der Spänescheibe
n	-	Verfestigungsexponent
$n_{\text{Al}_2\text{O}_3}$	mol	Stoffmenge Aluminiumoxid
n_{O_2}	mol	Stoffmenge Sauerstoff
$n_{\text{Späne}}$	-	Anzahl der Späne
m	-	Scherreibwert
$M_{\text{Al}_2\text{O}_3}$	kg/mol	Molare Masse Aluminiumoxid

Zeichen	Einheit	Beschreibung
M_{O_2}	kg/mol	Molare Masse Sauerstoff
p	MPa	Kontaktdruck
p_{ex}	MPa	Mikroextrusionsdruck
Q	J/mol	Aktivierungsenergie
R	-	Pressverhältnis
r_c	mm	Spanradius Kugel
r_G	mm	Gesenkkantenradius
R_G	J/mol·K	Universelle Gaskonstante
r_m	mm	Mittlerer Biegeradius
R_m	MPa	Zugfestigkeit
r_{min}	mm	Minimaler Biegeradius
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze
r_{nf}	mm	Radius der neutralen Profilfaser
r_{St}	mm	Stempelradius
R_{1C}	mm	Spankreisausschnitt
s	mm	Blechdicke
s_c	mm	Spandicke
s_{Profil}	mm	Wanddicke des Profils
s_{ss}	mm	Dicke der Spänescheibe
t_{Ox}	nm	Oxidschichtdicke
T	°C	Temperatur
T_{Block}	°C	Blockeinsatztemperatur
T_{KA}	°C	Kaltauslagerungstemperatur
T_{LG}	°C	Lösungsglühtemperatur
$T_{Rezipient}$	°C	Rezipiententemperatur
$T_{Werkzeug}$	°C	Werkzeugtemperatur

Zeichen	Einheit	Beschreibung
T_{WG}	$^{\circ}C$	Weichglühtemperatur
t	-	Zeit
U	Volt	Elektrische Spannung
U_E	mm	Ellipsenumfang
U_{Walzen}	min^{-1}	Drehzahl
v_c	m/min	Schnittgeschwindigkeit
v_P	mm/s	Profilgeschwindigkeit
$v_{Stempel}$	mm/s	Stempelgeschwindigkeit
v_{Ziehen}	mm/s	Ziehstempelgeschwindigkeit
$V_{Al_2O_3}$	mm^3	Volumen Aluminiumoxid
V_{O_2}	mm^3	Volumen Sauerstoff
V_{Span}	mm^3	Spanvolumen
w	mm	Gesenkbreite
y	mm	Neutrale Faser
Y	-	Anteil der freigelegten Oberfläche
Y'	-	Grenzwert zur Freilegung der Oberfläche
z	mm	Zipfelhöhe
α	$W/m^2 \cdot K$	Wärmeübergangskoeffizient
α_{sinh}	-	Materialkonstante
β	-	Ziehverhältnis
β_{max}	-	Grenzziehverhältnis
ε	%	Technische Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	s^{-1}	Dehnrage
ε_W	-	Wahre Dehnung

Zeichen	Einheit	Beschreibung
ε_h	-	Bezogene Stichabnahme
η	-	Oberflächenaufweitung
$\bar{\eta}$	-	Korrigierte Oberflächenaufweitung
θ	K	Temperatur
λ	nm	Breite der Oxidfragmente
μ	-	Reibkoeffizient
ν	-	Grenzdehnung
ζ	-	Oberflächenanteil zur Umwandlung des vorhandenen Sauerstoffs in Oxid
ρ	g/cm ³	Dichte
$\rho_{\text{Al}_2\text{O}_3}$	g/cm ³	Dichte Aluminiumoxid
ρ_B	-	Blockdichte
ρ_{O_2}	g/cm ³	Dichte Sauerstoff
ρ_{rel}	-	Relative Blockdichte
σ	MPa	Technische Spannung
σ_b	MPa	Verschweißfestigkeit
σ_n	MPa	Normalspannung
σ_w	MPa	Wahre Spannung
τ	MPa	Scherspannung
φ	-	Umformgrad
φ_b	-	Breitenumformgrad
φ_l	-	Längenumformgrad
φ_s	-	Dickenumformgrad
φ_v	-	Vergleichsumformgrad
φ_G	-	Umformgrad der Gleichmaßdehnung
ψ	-	Mit Oxid bedeckter Anteil der Oberfläche

Indizes

Index	Beschreibung
0	Initialwert
1	Endwert

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
CEC	Cyclic Extrusion Compression
CTP	Compressive Torsion Process
DSR	Differential Speed Rolling
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EU	Europäische Union
FEM	Finite Elemente Methode
FSW	Friction Stir Welding
GTN	Gurson-Tvergaard-Needleman-Modell
GHG	Greenhouse Gas
iECAP	Integrated Equal Channel Angular Pressing
REM	Rasterelektronenmikroskop
SPS	Spark Plasma Sintering
WQI	Weld Quality Index

1 Einleitung

Das stetige globale Wirtschaftswachstum der vergangenen Jahre hat zu einem steigenden Bedarf an Aluminium und aluminium-basierten Produkten in unterschiedlichen industriellen Branchen geführt. Die Gewinnung von Aluminium und die Weiterverarbeitung zu Produkten ist dabei mit einem hohen Energiebedarf und der Freisetzung von klimaschädlichen Treibhausgasen verbunden. Zusätzlich führen die Folgen des Klimawandels und die steigende mediale Aufmerksamkeit zu wachsenden Bestrebungen bei der Energieeffizienz, Emissionseinsparung und Ressourcenschonung. So ist die Festsetzung von Klima- und Energiezielen fester Bestandteil der Zukunftsgestaltung von Industrie und Politik. Die EU hat beispielsweise die Senkung der Treibhausgasemissionen um 40 % und die Verbesserung der Energieeffizienz um 32,5 % bis zum Jahr 2030 gegenüber dem Stand von 1990 beschlossen. Darüber steht das Ziel eines klimaneutralen Europas bis zum Jahr 2050 (Europäische Kommission, 2019).

Zur Erreichung dieser Ziele kann das Recycling von Metallen wie Aluminium bedeutend beitragen. So lassen sich durch die Verwendung von Sekundäraluminium im Vergleich zu Primäraluminium ca. 80 % des Energiebedarfs und der Treibhausgasemissionen einsparen (European Aluminium Industry, 2018). Jedoch auch das Recycling von Aluminium erfordert umweltbelastende Prozesse, die energieintensiv und mit Materialverlusten verbunden sind. Es stellt sich deshalb die Frage, ob ein Wiedereinschmelzen der Aluminiumschrotte erforderlich ist (Allwood und Cullen, 2015). In den letzten Jahren ist ein erhebliches Interesse am Recycling von Aluminiumschrott unterhalb der Solidustemperatur zu beobachten. Die allgemein als „*Solid State Recycling*“ oder direktes Recycling bezeichneten Methoden, können erhebliche Umweltvorteile in Form von Energie-, Treibhausgas- und Materialeinsparungen bieten (Dufloy et al., 2015). Bei diesen Verfahren werden Aluminiumschrotte wie Späne starken plastischen Verformungen ausgesetzt, die ein Aufbrechen der vorhandenen Oberflächenoxidschichten bewirken, sodass die Metall-Metall-Verschweißung erfolgen kann. Ein solches Verfahren ist das von Stern (1945) patentierte Spänestrangpressen. Jüngste Untersuchungen des Prozesses zeigen, dass bei geeigneter Werkzeugkonstruktion und Kontrolle der Prozessparameter eine hohe Produktqualität möglich ist (Haase et al., 2015). Das Prozessprinzip gleicht dem des konventionellen Strangpressens. Allerdings wird anstelle eines Gussblockes ein Block aus vorverdichteten Spänen verwendet, der erwärmt, mithilfe eines Stempels durch eine Matrize gepresst wird, die die Form des Profils definiert. Die Vorteile des Verfahrens sind eine einfache Prozessführung und vielfältige, komplexe Profilgeometrien. Der Vergleich der beiden Recyclingrouten konventionell durch Wiedereinschmelzen und des direkten Recyclings durch Spänestrangpressen ist in **Bild 1.1** dargestellt. Durch das direkte Recycling ist eine Reduzierung des Energiebedarfs und der Treibhausgasemissionen von bis zu 50 % möglich. Hinzu kommt, dass der beim Wiedereinschmelzen vorhandene Materialverlust durch Abbrand nicht existiert.

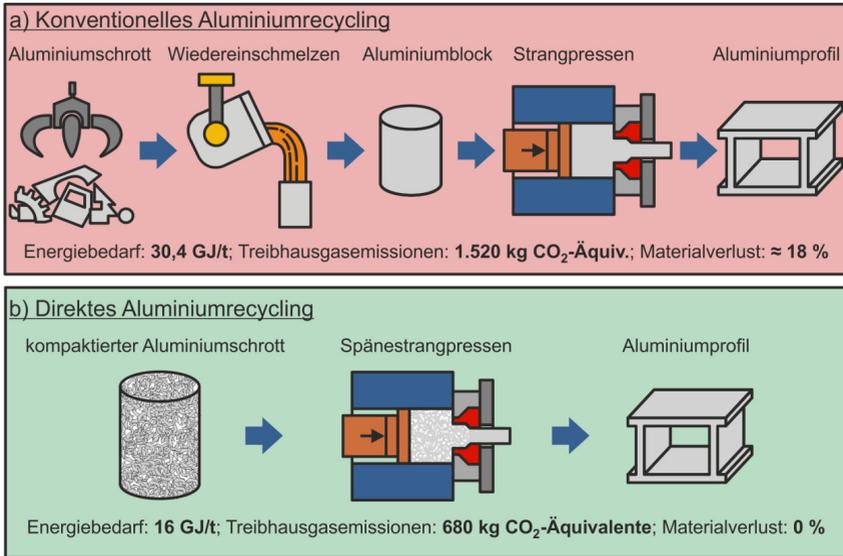


Bild 1.1: Recyclingrouten zur Herstellung einer Tonne Aluminiumprofil: a) konventionell, b) direkt (Zahlenwerte der European Aluminium Industry, 2018)

Die Auslegung des Spänestrangpressprozesses hinsichtlich einer guten Verschweißung der Späne und die damit verbundene Herstellung vielfältiger Profilgeometrien wurde bereits in diversen Forschungsarbeiten untersucht. Dabei wurden vor allem die Werkzeuggeometrie und die Strangpressparameter betrachtet. Eine physikalisch basierte Vorhersage des Prozesserfolges gemessen an der Späneverschweißung wurde bisher nicht getroffen. Die Herstellung von Blechen aus Aluminiumspänen ist bislang ebenfalls nicht untersucht worden und auch die Weiterverarbeitung spänebasierter Halbzeuge und Profile durch Umformprozesse wurde bisher nicht analysiert. Vor dem Hintergrund, dass bis zu 45 % des produzierten Aluminiums zu Walzprodukten wie Blechen verarbeitet wird, ist dies eine gewinnbringende Ausweitung des Solid State Recyclings (European Aluminium Industry, 2018).

In dieser Arbeit wird ein neues Verfahren zur Herstellung von Blechen aus Aluminiumspänen vorgestellt und untersucht. Dafür wird ein physikalisch basiertes Modell zur Vorhersage der Verschweißqualität hergeleitet und eine neue Prozesskette bestehend aus Spänestrangpressen, Aufweiten und Walzen zur Realisierung der Spänebleche entwickelt. Die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der Bleche werden analysiert und ihre Umformbarkeit in nachgeschalteten Biege- und Tiefziehprozessen bestimmt.

2 Stand der Kenntnisse

Es wird zunächst das Spänestrangpressen, das auf dem Verfahrensprinzip des direkten Aluminiumstrangpressens basiert vorgestellt sowie die untersuchten Prozessparameter und deren Einfluss auf die Verschweißung und damit die mechanischen Eigenschaften der Profile. Die Festkörperverschweißung von Aluminium und deren Nutzung zum direkten Recycling von Aluminiumspänen durch verschiedene Verfahren und die entwickelten Modelle zur Beschreibung der physikalischen Vorgänge werden erläutert. Anschließend wird die Prozesskette zur konventionellen Herstellung von Aluminiumblechen durch das Walzen beschrieben. Den Abschluss des Abschnitts bildet die Betrachtung des Energiebedarf und der Emissionen der einzelnen Verfahren im Vergleich zu den direkten Recyclingmethoden.

2.1 Strangpressen

2.1.1 Verfahrensprinzip

Das Strangpressen zur Fertigung von Stangen, Rohren und Profilen mit konstanter Querschnittsgeometrie, die eine hohe Komplexität aufweisen können, hat sich im 20. Jahrhundert als wirtschaftlichstes Formgebungsverfahren von Aluminiumlegierungen neben dem Formgießen etabliert (Becker et al., 2012). Durch Strangpressen werden häufig Hohlprofile aus Aluminium als besonders leichte, torsionssteife Tragstrukturen hergestellt. Im Gegensatz zu walzprofilierten und rollgeformten Profilen lassen sich Fügestellen und Materialdopplungen vermeiden und zusätzlich große Wanddickenunterschiede erzeugen. Hinzu kommt, dass das Material im Profilquerschnitt funktionsgerecht verteilt werden kann. Die niedrigen Werkzeugkosten und die hohe Produktionsleistung des Strangpressens, ermöglichen die wirtschaftliche Herstellung auch kurzer Formteile durch Abtrennen vom gepressten Strang mittels Stanzen oder Sägen (Ostermann, 2014).

Das Strangpressen ist ein Massivumformverfahren und wird nach DIN 8583 (2003) innerhalb der Druckumformverfahren in die Untergruppe der Durchdrückverfahren eingeordnet. Beim Strangpressen wird ein vorgeheizter Block, mit meist kreiszylindrischem Querschnitt, in einen Aufnehmer, den sogenannten Rezipienten, eingelegt und mit einem Stempel bei hohem Druck durch ein formgebendes Werkzeug, die Matrize, gedrückt (Bauser et al., 2001). Die Strangpressverfahren werden hinsichtlich der Umformtemperatur (Kaltumformung und Warmumformung) und der Werkstoffflussrichtung relativ zur Werkzeugbewegung eingeteilt. Die Verfahren des Strangpressens werden unterschieden in direktes Strangpressen, indirektes Strangpressen, hydrostatisches Strangpressen und Sonderverfahren. Beim direkten Strangpressen wird ein Pressblock mit einem Stempel und einer Pressscheibe in den Rezipienten geschoben, dort aufgestaucht und anschließend durch eine feststehende Matrize hindurchgepresst. Das ver-

fahrenskennzeichnende Merkmal des direkten Strangpressens ist die zwischen Umformgut und Rezipient entstehende Reibung, da zwischen Block und Rezipient eine Relativbewegung stattfindet (Lange, 1988). Beim indirekten Strangpressen wird eine Matrize, die vor einem hohlen Pressstempel angeordnet ist, bei der Vorwärtsbewegung des verschlossenen Rezipienten gegen den Pressblock gedrückt. Kennzeichnendes Merkmal des indirekten Strangpressens, ist das Fehlen von Reibung zwischen Block und Aufnehmer, da sich Block und Aufnehmer beim Pressen zusammen bewegen, sodass keine Relativbewegung entsteht (Lange, 1988). Aluminiumprofile werden im industriellen Einsatz meist durch das direkte Strangpressen (Warmumformung) hergestellt. Daher ist in der Regel und im Folgenden das direkte Strangpressen gemeint, wenn von Strangpressen die Rede ist.

Die Prozesskette zur Herstellung von Aluminiumprofilen umfasst zunächst den Gießprozess zur Herstellung des Ausgangsmaterials, das Strangpressen, das anschließende Recken, eine Wärmebehandlung sowie eine meist spanende Nachbearbeitung (Ostermann, 2014). Zusätzlich kann eine Oberflächenbehandlung erfolgen, um beispielsweise ein dekoratives Aussehen, eine Verbesserung des Reflexions- und des Strahlungsvermögens, ein farbiges Aussehen oder eine erhöhte Verschleißfestigkeit zu erzielen (Huppatz, 2018). Die gegossenen Rundbarren bestehen aus Knetlegierungen, die für die Produktion von Walz-, Press- oder Ziehfabrikaten verwendet werden. Die Legierungen unterscheiden sich dabei hinsichtlich ihrer Hauptlegierungselemente und dem Merkmal der Aushärtbarkeit. Eine der am häufigsten gepressten Legierungsklasse ist die 6xxx-Serie mit Magnesium und Silizium als Hauptlegierungselemente (Ostermann, 2014). Die Rundbarren werden vor dem Strangpressen in einem Ofen auf Temperaturen im Bereich zwischen 400 °C bis 550 °C aufgeheizt, um die Fließspannung des Aluminiums zu reduzieren. Das plastische Formänderungsvermögen wird durch den hohen hydrostatischen Druckspannungszustand während der Umformung erhöht, wodurch sehr hohe Umformgrade erzielt werden können (Akeret, 2001). Der Umformgrad φ beim Strangpressen kann aus dem Verhältnis der Querschnittsfläche des Rezipienten (A_0) und des Profils (A_1), dem Pressverhältnis R ($R = A_0/A_1$), berechnet werden. Dieser Umformgrad entspricht dem wahren Umformgrad auf der Mittelachse beim Strangpressen einer Rundstange.

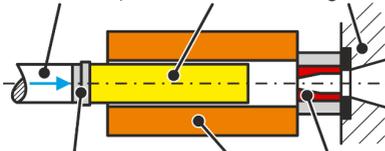
$$\varphi = \ln\left(\frac{A_0}{A_1}\right) = \ln(R). \quad (2.1)$$

Bild 2.1 zeigt den schematischen Verfahrensablauf beim direkten Strangpressen. Der erhitzte Block wird mit Hilfe eines Blockladers seitlich der Maschine zugeführt. Ein hydraulisch angetriebener Pressstempel, der vom Block durch die feste oder lose Pressscheibe getrennt ist, drückt den Block bis vor die Matrize. Der Pressblock wird zunächst auf den Rezipientendurchmesser aufgestaucht. Anschließend beginnt der eigentliche

Pressvorgang. Hierbei wird der Presswerkstoff durch die formgebende Matrize zum gewünschten Profil gepresst. Zum Ende der Pressung bleibt ein Pressrest zurück, der abgesichert wird (Becker et al., 2012). Je nach herzustellendem Profil werden unterschiedliche Werkzeuge verwendet. Für die Herstellung von offenen Profilen und Stangen werden Flachmatrizen eingesetzt. Zur Produktion von Hohlprofilen und dünnwandigen Rohren werden Kammer- bzw. Brückenwerkzeuge verwendet (Sauer und Ames, 2001).

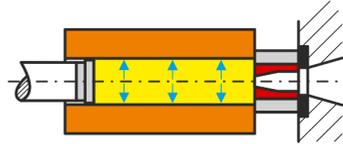
1) Laden des Blockes

Pressstempel Pressblock Gegenhalter

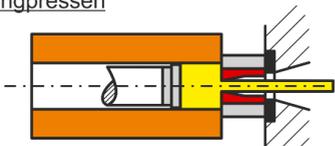


Pressscheibe Rezipient Matrize

2) Aufstauchen des Blockes



3) Strangpressen



4) Abschneiden des Pressrestes

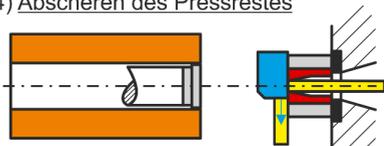


Bild 2.1: Verfahrensablauf des direkten Strangpressens nach Siegert (2001)

2.1.2 Prozesssimulation

Die ersten Anwendungen der FEM (Finite Elemente Methode) für den Strangpressprozess erfolgten in den 1970er Jahren beispielsweise durch die Untersuchung der Spannungs- und Dehnungsverteilung beim hydrostatischen Strangpressen (Iwata et al., 1972). Argyris und Doltsinis (1979) stellten erste Ansätze vor, dass quasistatische Werkstoffverhalten beim Strangpressen durch die Kombination elastisch und elastisch-plastischer Dehnungen abzubilden. Diese numerischen Modelle beschränken sich allerdings auf 2D-Geometrien und sehr kleine Pressverhältnisse. Ebenfalls für 2D-Modelle konnte das Strangpressen von Aluminium mit Flachmatrizen von Shestopal und Shestopal (1981) mit konventionellen Modellen der Fluidynamik berechnet werden. In den 1980er-Jahren wurde das Bestreben stärker, kommerzielle und nicht-kommerzielle Finite-Elemente-Codes, die speziell für die Herausforderungen der Metallumformung konzipiert sind, zu entwickeln (Huétnik, 1986). Holthe et al. (1992) entwickelten ein Programm, das die Temperaturentwicklung, Reibung und Kräfte für 2D-Fälle des Aluminiumstrangpressens berechnen konnte. Parallel wurden kommerzielle Simulationsprogramme wie DEFORM, HyperXtrude, FORGE und QForm entwickelt, die sowohl akademisch als auch industriell eingesetzt werden (Becker, 2009). An Hand der Netzli-

nientechnik konnte Valberg (2002) den Werkstofffluss im Rezipienten im realen Experiment visualisieren und dadurch DEFORM 2D Simulationen validieren. Peng und Sheppard (2004) untersuchten mit Hilfe von Simulationen den Einfluss der Anzahl und der Verteilung der Werkzeugeinläufe. Sie wiesen nach, dass sich der Werkstofffluss mithilfe der FEM abbilden lässt und verglichen die Simulationsergebnisse mit experimentellen Versuchen. Die genannten Programme unterscheiden sich im Wesentlichen durch ihre kontinuumsmechanische Formulierung. In der Lagrange-Formulierung sind die Knoten der finiten Elemente mit der Geometrie der simulierten Objekte verknüpft und werden in ihrer Bewegung vom Ausgangs- bis zum Endzustand verfolgt. Bei großen Umformgraden wird das FE-Netz stark deformiert, sodass eine zeitintensive Neuvernetzung notwendig ist, bei der die Zustandsgrößen vom alten auf das neue Netz interpoliert werden. Mit Hilfe der Lagrange-Formulierung können die instationären Prozesse des Blockaufstauhens sowie Anpressens, d. h. das Füllen der Matrize bis zum Profilaustritt, simuliert werden (Schikorra, 2006). Bei der Euler-Formulierung wird die Bewegung des Kontinuums durch ein Kontrollvolumen mit einem stationären Netz ohne Elementverzerrung verfolgt. Der Vorteil ist ein geringer Rechenaufwand und damit geringe Simulationszeiten. Die Euler-Formulierung wird zur Analyse des stationären Zustands verwendet und ist besonders für anspruchsvolle dreidimensionale Strangpressprozesse geeignet, da die Berechnung deutlich schneller ist (Pietzka, 2013). Eine Weiterentwicklung, um die Vorteile der beiden Formulierungen zu kombinieren, ist der Arbitrary Lagrangian-Eulerian (ALE) Ansatz. Er wurde von Yang und Kim (2007) verwendet, um verschiedene industrielle Strangpressprobleme mit hoher Komplexität zu simulieren und die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Profile zu bestimmen. Kronsteiner et al. (2017) untersuchten das direkte Strangpressen eines Rohrprofils aus einer EN AW-6082 Aluminiumlegierung vom Aufstauen des Blockes bis zum gepressten Profil. Sie konnten eine gute qualitative Korrelation zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen feststellen, allerdings führten Unterschiede in der thermomechanischen Kopplung zu Abweichungen bei den Ergebnissen der Temperaturverteilung. He et al. (2012) erweiterten in ihren Arbeiten die ALE-Formulierung um die transiente Finite-Elemente-Simulationen der Software HyperXtrude zur Bestimmung der Feldgrößen Dehnrate, Spannung, Temperatur und Fließgeschwindigkeit. Die Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung der Profildeformation mit den experimentellen Versuchen. Neuere Arbeiten befassen sich mit der Verbesserung des Strangpressprozesses, um eine effektive Prozesskette von der Profilkonstruktion über die Werkzeugauslegung bis zum fertigen Produkt zu ermöglichen. Beispielsweise untersuchten Farjad Bastani et al. (2011) mit Hilfe von FE-Simulationen die Einflüsse verschiedener Prozessparameter auf den Werkstofffluss und die Temperaturentwicklung, um die Geometrieabweichungen und mechanische Eigenschaften von Profilen in engeren Toleranzen halten zu können. Ockewitz et al. (2011) analysierten die präzisere Abbildung der Reibverhältnisse innerhalb der Werkzeuge, um ein Rekristallisationsmodell zu implementieren. Darüber

hinaus zeigen die seit 2005 durchgeführten Extrusion Benchmarks, dass die aktuelle Software mit unterschiedlichen kontinuumsmechanischen Formulierungen geeignet ist, komplexe Prozesse mit einer guten Genauigkeit in Bezug auf die Presskraft, die Temperatur und die Werkzeugdeformation vorherzusagen (Selvaggio et al., 2011).

2.2 Spänestrangpressen

Der Prozess des Spänestrangpressens ähnelt dem Verfahrensprinzip des konventionellen Strangpressens mit dem Unterschied, dass die eingesetzten Blöcke aus kompaktierten Spänen anstelle von Gussmaterial bestehen. Bereits 1945 wurde in den USA die Wiederverwertung von Aluminiumspänen durch Strangpressen von Stern (1945) patentiert. Etherington (1978) nutzte das Conformverfahren zum Recycling von Aluminium- und Kupferpartikeln zu Drähten. Lazzaro und Atzori (1992) recycelten Aluminiumgrate ebenfalls direkt durch das Conformverfahren zu fertigen Produkten. Sie produzierten erfolgreich Drähte, Stäbe und Rohre aus den Graten. Gronostajski et al. (1996) verarbeiteten Aluminiumspäne unter der Zugabe von Wolframpulver mittels Strangpressen direkt zu Halbzeugen. Die Wirkung der Wolframgehalte und einer Wärmebehandlung auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften von Al und AlCu4-basierten Verbundwerkstoffen wurden dabei untersucht. Gronostajski et al. (1998) beschreiben die Herstellung unterschiedlicher Aluminium-Basis-Verbundwerkstoffe unter der Zugabe von Wolframpulver beim Strangpressen von granulierten Spänen aus Aluminium. Die Härte und die mechanischen Eigenschaften der Aluminium-Verbundwerkstoffe sind geringfügig niedriger als die von metallurgisch hergestellten Legierungen.

Die generellen Prozessschritte für das direkte Recycling von Aluminiumspänen durch Spänestrangpressen sind nach Gronostajski und Matuszak (1999):

- Späneaufbereitung (Zerkleinerung, Reinigung, Trocknung)
- Kompaktieren der spänebasierten Blöcke
- Aufheizen der Späneblöcke
- Strangpressen der Späneblöcke.

Samuel (2003b) greift die Arbeiten von Gronostajski auf und erweitert das Verfahren um die Verwendung von Aluminiumoxid-Fasern zur Verstärkung der spänebasierten EN AW-2014 Profile. Die experimentellen Ergebnisse zeigen, dass die Festigkeit der Verbundwerkstoffe bei Temperaturen bis zu 360 °C im Vergleich zu der herkömmlichen EN AW-2014-Legierung signifikant höher ist.

Fogagnolo et al. (2003) zeigten, dass das alleinige Pressen von Aluminiumspänen unter hohem Druck und hoher Temperatur nicht zu einer Verschweißung führt, sodass ein Prozess wie das Strangpressen, bei dem zusätzlich Scherkräfte und hohe Dehnungen auftreten, erforderlich ist. Chmura und Gronostajski (2006) verwendeten Aluminium und Aluminium-Bronze-Späne zur Herstellung von Gleitlagern als Verbundwerkstoff durch die Prozesskette Kaltkompaktieren und Strangpressen. Die Aluminium-Bronze-

Späne funktionieren als verstärkende Partikel und steigern durch die Bildung harter Phasen die tribologischen Eigenschaften. Mindivan et al. (2009) versuchten ebenfalls einen Aluminiummatrix-Verbundwerkstoff herzustellen durch die direkte Umwandlung von mit Flugasche vermischten EN AW-6082 Legierungsspänen. Ihre Ergebnisse zeigen, dass die Zugabe der Flugasche die Härte beträchtlich erhöht, jedoch die Verschleißfestigkeit verringert, obwohl diese generell höher ist als bei konventionell hergestellten Profilen.

Güley et al. (2010a) recycelten EN AW-1050 Aluminiumschrotte in Form von Stiften, gemischt mit EN AW-6060 Drehspänen durch Strangpressen. Das Späne-Schrottgemisch wurde zu Blöcken kaltkompaktiert und anschließend bei 500 °C stranggepresst. Es zeigt sich, dass sowohl die Späne als auch die Aluminiumschrotte direkt durch Strangpressen recycelt werden können (**Bild 2.2**). Anhand von Zugversuchen wurden die mechanischen Eigenschaften der Profile charakterisiert. Diese liegen dabei unterhalb der Werte des gegossenen Grundmaterials. Zusätzlich konnte gezeigt werden, dass die Reinigung der Späne und Schrotte ein wesentlicher Schritt vor dem Kompaktieren und Strangpressen ist, da sich die mechanischen Eigenschaften der Profile deutlich verschlechtern, wenn der in vorgeschalteten Zerspanprozessen eingebrachte Kühlschmierstoff nicht entfernt wird.

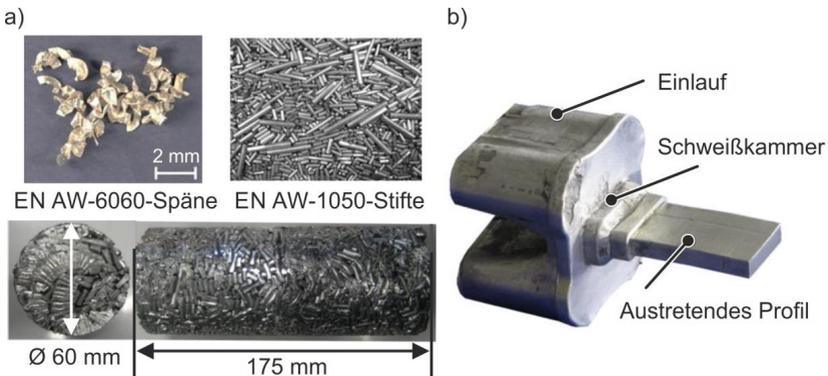


Bild 2.2: Direktes Recyclen durch Spänestrangpressen: a) EN AW-6060-Späne und EN AW-1050-Stifte kompaktiert zu Blöcken, b) Materialfluss im Kammerwerkzeug mit austretendem Profil nach Güley et al. (2010a)

Ein weiterer Schritt beim Spänestrangpressen war die Herstellung von Hohlprofilen mit herkömmlichen Kammerwerkzeugen (Haase et al., 2016). Die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der spänebasierten Profile (EN AW-6060) wurden analysiert und mit stranggepresstem Gussmaterial verglichen. Der Vergleich zeigt nur eine geringe Abweichung der mechanischen Eigenschaften. Haase et al. (2015) verglichen unterschiedliche Werkzeugtypen zum Spänestrangpressen von EN AW-6060-Spänen.

Neben den bereits verwendeten Flach- und Kammerwerkzeugen wurde zusätzlich ein ECAP (Equal Channel Angular Pressing)-Werkzeug verwendet. Dies führt zu hohen Drücken und Scherspannungen was zu einer feinen Mikrostruktur und guten mechanischen Eigenschaften der Profile führt. Auf den Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtypen wird in Abschnitt 2.2.1 näher eingegangen.

Neben Aluminiumlegierungen wurde auch das Spänestrangpressen unterschiedlicher Magnesiumlegierungen untersucht. Beispielsweise untersuchten Mabuchi et al. (1993) den Einfluss des Pressverhältnisses. Bei einem Pressverhältnis $R = 100$ werden die Oxidschichten, die die einzelnen Späne bedecken durch die vorhandenen Scherspannungen aufgebrochen wodurch sich diese nach dem Strangpressen fein im Matrixmaterial verteilen. Die Festigkeiten der gepressten Späneprofile sind ähnlich zu denen von Profilen, die durch die Verarbeitung von Gussblöcken hergestellt wurden, vergleichbar. Die guten mechanischen Eigenschaften der Profile auf Spänebasis sind auf eine Kornfeinung durch dynamische Rekristallisation und der feinen Dispersion der Oxidschichten zurückzuführen (Mabuchi et al., 1995). Chino et al. (2006) analysierte ebenfalls das Strangpressen von Magnesiumspänen. Er wiederholte dafür den Strangpressprozess (bis zu 5-mal) und beobachtete anschließend eine schlechte Korrosionsbeständigkeit, die aus Eisenverunreinigungen resultieren und zu übermäßig vielen Lochkorrosionsstellen führen. Die Mikrostruktur von Profilen aus Magnesiumspänen einer AZ91D-Legierung wurden von Hu et al. (2008) erforscht. Es zeigte sich dabei ein feinkörniges Gefüge mit verteilten Oxiden, die zu einer höheren Zugfestigkeit und Bruchdehnung führen im Vergleich zu Referenzprofilen. Eine übermäßige Ansammlung von Oxiden kann jedoch die Bruchdehnung negativ beeinflussen. Wu et al. (2009) untersuchten Magnesiumspäne einer AZ31B-Legierung ebenfalls hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften nach dem Strangpressen. Im Vergleich zu Referenzprofilen zeigen die Profile zwar höhere Festigkeiten aufgrund einer Kornfeinung, allerdings nimmt die Duktilität ab.

Als weiterer Werkstoff wurden Späne aus hochreinem Titan von Topolski und Ostachowski (2021) durch direktes Strangpressen recycelt. Unabhängig von der Spangröße und -form konnten vollständig verschweißte Rundprofile hergestellt werden, die die gleiche Dichte wie konventionelles Titan aufweisen.

Wie in den aufgeführten Arbeiten deutlich wird, gibt es unterschiedliche Einflüsse auf die Verschweißung der Späne und damit den Prozesserfolg und die mechanischen Eigenschaften. Einen signifikanten Einfluss auf die Verschweißung der Aluminiumspäne während des Strangpressens haben laut Gronostajski et al. (2000) die folgenden Parameter:

- Spanform und Kompaktierstrategie
- Werkzeugdesign
- Pressverhältnis
- Presstemperatur und -geschwindigkeit.

Einen Überblick über die in der Literatur untersuchten Parameter und deren Einfluss auf die Verschweißqualität wird im folgenden Abschnitt gegeben.

2.2.1 Einfluss der Prozessparameter

Im Folgenden wird der Einfluss der zuvor genannten Prozessparameter auf die Verschweißung einzeln erläutert. Die Reihenfolge orientiert sich dabei an den Prozessschritten sowie deren Auslegung. Begonnen wird mit der Spanform und der Kompaktierung der Blöcke. In den zitierten Arbeiten wird zur Bewertung der Eigenschaften der spänebasierten Profile ein Vergleich mit Profilen aus Gussmaterial erstellt. In den folgenden Abschnitten werden diese gussbasierten Profile als Referenzprofile bezeichnet.

Spanform / Kompaktierung

Der Einfluss zweier unterschiedlicher Spanformen wurde von Suzuki et al. (2005) untersucht. Unterschieden wurde in zwei verschiedene Größen (large: 0,3 mm x 4 mm und fine: 0,08 mm x 1,5 mm) sowie ungereinigte und gereinigte Späne. Die Analyse der Sauberkeit der Späne zeigt, dass die Profile aus ungereinigten Spänen eine signifikant schlechtere Bruchdehnung aufweisen, d. h., dass sich die Verunreinigungen bspw. durch Kühlschmierstoffreste negativ auf die Verschweißung auswirken. Zur Verschweißung der kleineren Späne war eine höhere Strangpresstemperatur notwendig allerdings wiesen die Profile auch höhere Festigkeiten als die Profile basierend auf den größeren Spänen auf. Beim Strangpressen von EN AW-5083-Spänen fanden Chino et al. (2004b) heraus, dass mit sinkender Spangröße die Oxidanteile innerhalb der Blöcke steigen. Die Analyse von Drehspänen und Spänen, die durch Fräsen hergestellt wurden erfolgte durch Tekkaya et al. (2009). Es wurde keine Abhängigkeit von der Oberfläche der Späne und der zunehmenden Fläche der Oberflächenoxidschicht mit abnehmender Spangröße beobachtet. Die unterschiedlichen Spanarten können bei korrekt gewählten Prozessparametern bezüglich Druck, Dehnung und Temperatur zu homogenen Profilen gepresst werden. Die Forschungsarbeiten von Güley et al. (2010b) beschäftigen sich mit der Betrachtung der Härte unterschiedlicher Spantypen. Dafür wurden drei verschiedene Späne einer EN AW-6060 Aluminiumlegierung mittels Drehen hergestellt. Die Härte der einzelnen Spanarten variiert stark, was jedoch durch eine ausreichend lange Aufheizzeit der spänebasierten Blöcke vor dem Strangpressen von sechs Stunden kompensiert werden kann, sodass die gepressten Profile gleiche Härten besitzen (**Bild 2.3**). Bei den mechanischen Kennwerten weichen die Profile der unterschiedlichen Spanarten jedoch voneinander ab. Tokarski (2016) recycelte Dreh- und Frässpäne unterschiedlicher Größe einer EN AC-47000 Aluminium Gusslegierung durch direktes Strangpressen. Er konnte keine Unterschiede bei der makroskopischen Betrachtung der Oberfläche der Profile feststellen, jedoch zeigten sich ebenfalls variierende mechanische Eigenschaften der Profile. Demnach haben die Profile der feineren Späne verbesserte mechanische Eigenschaften, was auf die Verteilung feiner Si und Al-Fe-Si Partikel zurückzuführen ist.

Wiewióra et al. (2015) machten ähnliche Beobachtungen bezüglich der mechanischen Kennwerte für feine und grobe EN AW-6060 Aluminiumspäne, die durch Drehen und Fräsen hergestellt wurden.

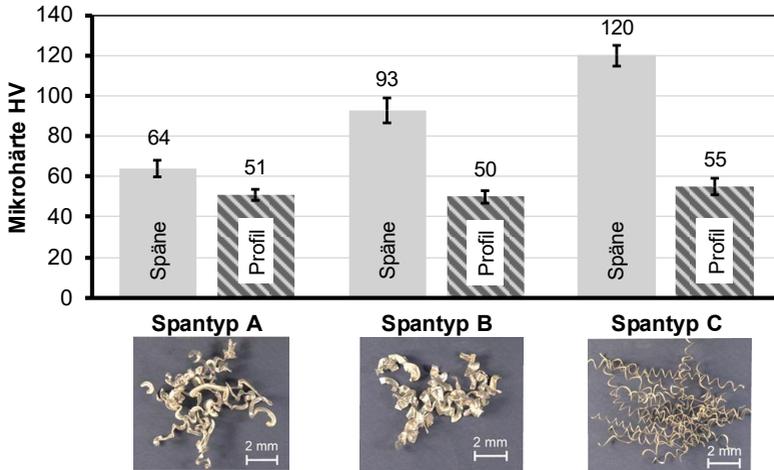


Bild 2.3: Härte unterschiedlicher Spantypen (EN AW-6060) und daraus hergestellter Profile nach Güley et al. (2010b)

Gronostajski et al. (2000) untersuchten den Einfluss der Kompaktierungsmethode bei der Herstellung der für das Strangpressen verwendeten Blöcke. Sie fanden heraus, dass ein schwimmend gelagerter Matrizenzylinder zur Kompaktierung der Späne eine gleichmäßige Verteilung der Dichte über den gesamten Block ermöglicht. Dies ist von besonderer Bedeutung, wenn den Spänen zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften zusätzlich verstärkende Partikel wie beispielsweise Wolfram oder Eisen-Chrom-Pulver beigemischt werden. Fogagnolo et al. (2003) griffen die Arbeiten von Gronostajski et al. (2000) auf und verwendeten ebenfalls einen schwimmend gelagerten Zylinder zur Kompaktierung von EN AW-6061-Spänen. Darüber hinaus ermittelten sie den Einfluss des Druckes auf die Dichte der Blöcke. Sie fanden dabei heraus, dass mit zunehmendem Druck auch die Dichte der spänebasierten Blöcke ansteigt. Als optimaler Wert wurde ein Druck von 650 MPa ermittelt, der zu einer Blockdichte von $\rho_B = 2,48 \text{ g/cm}^3$ führt. Ebenfalls wurde der Einfluss der Temperatur beim Kompaktieren sowie die Haltezeit des Druckes analysiert. Es zeigt sich dabei jedoch weder ein Einfluss auf die Dichte der Blöcke noch auf die mechanischen Eigenschaften der stranggepressten Profile. Misiolek et al. (2012) führten Versuche zur Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher Kompaktierungsstrategien bei der Herstellung der Späneblöcke durch. Sie kompaktierten dafür EN AW-6060-Späne zu Blöcken und erhöhten kontinuierlich die Anzahl der kompakt-

tierten Lagen der Späne. Dadurch konnte die Dichte der kompaktierten Blöcke gesteigert werden, die sich ab einer Anzahl von sechs Kompaktierlagen sättigt und bei acht Kompaktierlagen zu einer maximalen Dichte von $\rho_B = 2,32 \text{ g/cm}^3$ führt, was ca. 86 % der Dichte des Grundmaterials entspricht. Ein Einfluss der unterschiedlichen Dichten auf die mechanischen Eigenschaften der Profile nach dem Strangpressen ist hingegen nicht gegeben (**Bild 2.4**). Die Anzahl der Kompaktierlagen und der damit generierten Dichte der Späneblöcke ist somit nicht relevant für den Strangpressprozess. Wagiman et al. (2020) stellten fest, dass eine Wärmebehandlung von EN AW-6061-Spänen vor dem Kompaktieren zu einer höheren Dichte der spänebasierten Blöcke führt. Durch die Wärmebehandlung werden die Härte und die Festigkeit der Späne deutlich reduziert, wodurch höhere plastische Deformationen möglich sind, was zu einer besseren Verdichtung der Späne führt.

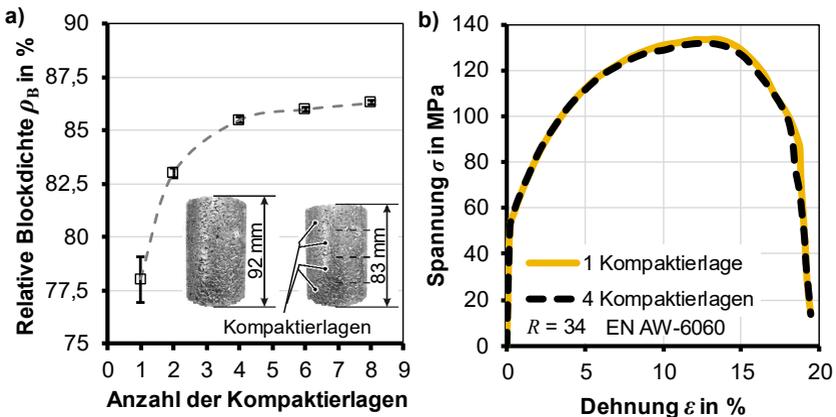


Bild 2.4: a) Dichte der Späneblöcke in Abhängigkeit der Kompaktierlagen, b) mechanische Eigenschaften (Zugversuch) der gepressten Profile nach Misiolek et al. (2012)

Pressverhältnis

Fogagnolo et al. (2003) untersuchten anhand von zwei Flachmatrizen den Einfluss des Pressverhältnisses auf die Verschweißung und damit den Prozesserfolg. Sie stellten ein besseres makroskopisches Erscheinungsbild der Profile fest, die mit dem höheren Pressverhältnis hergestellt wurden. Güley et al. (2011c) beobachteten, dass höhere Pressverhältnisse zu höheren Festigkeiten und Duktilitäten führen. Sie nutzten dafür drei Flachmatrizen zur Herstellung von Flachprofilen aus EN AW-6060 Aluminiumspänen. Sie fanden heraus, dass das geringste Pressverhältnis ($R = 10$) nicht für eine vollständige Verschweißung der Späne ausreicht. Die Profile, die mit dem höchsten Pressverhältnis

gepresst wurden ($R = 68$) zeigen eine 20 % höhere Festigkeit und Duktilität als die Profile, die mit der Matrize mit einem Pressverhältnis $R = 34$ gepresst wurden. Den Einfluss des Pressverhältnisses bei der Verwendung von Flachmatrizen konnte auch Haase (2013) nachweisen, der EN AW-6060-Späne strangpresste (**Bild 2.5**). Zwei Flachmatrizen mit unterschiedlichen Pressverhältnissen wurden ebenfalls von Chiba und Yoshimura (2015) zur Herstellung von U-Profilen aus einer Al-Si-Legierung verwendet. Die lichtmikroskopische Untersuchung der Profile, die mit einem Pressverhältnis $R = 10$ gepresst wurden, zeigten große Poren und Risse. Dies konnte bei den Profilen, die mit dem Pressverhältnis $R = 18$ gepresst wurden nicht festgestellt werden. Darüber hinaus haben diese Profile eine Dichte, die ähnlich zu der des gegossenen Ausgangsmaterials ist. Finite Elemente Analysen ergaben, dass Umformgrade von $\varphi = 4,3$ im Randbereich des Profils bei dem größeren Pressverhältnis erreicht werden, was mit der besseren Verschweißung der Profile korreliert wurde.



Bild 2.5: Einfluss des Pressverhältnisses von Flachmatrizen auf die Verschweißung von EN AW-6060-Spänen nach Haase (2013)

Auch beim direkten Recycling von Magnesiumspänen und -schrotten wurde in einigen Arbeiten das Pressverhältnis variiert und dessen Einfluss auf die Verschweißung und die daraus resultierenden Eigenschaften der Profile analysiert. Beim Strangpressen von AZ31B-Magnesiumspänen fanden Murai et al. (2003) heraus, dass steigende Pressverhältnisse eine Kornfeinung begünstigen wodurch die Bruchdehnung der Profile gesteigert werden kann. Wen et al. (2008) stellten ebenfalls ein feines Gefüge bei der Untersuchung der Mikrostruktur von Profilen fest, die durch Strangpressen von Spänen einer Mg-Nd-Zn-Zr-Legierung hergestellt wurden. Aufgrund des feinen Gefüges weisen die Profile gute Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen auf, die mit zunehmendem Pressverhältnis ansteigen. Verbesserte mechanische Eigenschaften durch höhere Pressverhältnisse konnten Hu et al. (2010) ebenfalls nachweisen. Sie benutzen drei Flachmatrizen zur Herstellung von Rundstangen aus AZ91D-Magnesium-Gusschrotten. Die Zugfestigkeit und Bruchdehnung steigern sich für höhere Pressverhältnisse. Für das höchste Pressverhältnis $R = 40$ liegen die Werte sogar über denen des Gussmaterials. Dies ist auf das vollständige Aufbrechen der Oxidschicht durch hohe Druck- und Scherkräfte zurückzuführen. Bei der Auswertung von Lichtmikroskopaufnahmen und Rasterelekt-

ronenmikroskopaufnahmen (REM) konnten keine Grenzflächen zwischen den einzelnen Schrottstücken identifiziert werden. Zudem wurde eine feine Verteilung der Oxide innerhalb des Gefüges festgestellt. Eine Zunahme der mechanischen Eigenschaften mit steigenden Pressverhältnissen stellten auch Zhang et al. (2011) beim Strangpressen von AZ31B-Magnesiumspänen fest. Sie untersuchten zusätzlich die Resistenz gegen Korrosion, die durch höhere Pressverhältnisse verbessert wird. Dies konnte auch für unterschiedlich starke Korrosionsmedien bestätigt werden und ist auf ein feineres Gefüge der Profile zurückzuführen.

Werkzeugdesign

Das Werkzeugdesign wurde von verschiedenen Autoren als der Parameter mit dem größten Einfluss auf den Prozesserfolg beim direkten Strangpressen von Aluminiumspänen identifiziert. Güley et al. (2011b) stellten fest, dass ein Flachprofil mit einem Pressverhältnis $R = 10$ beim Einsatz einer Flachmatrize zu keiner ausreichenden Verschweißung der Späne führt. Wird bei gleichem Pressverhältnis stattdessen ein Kammerwerkzeug verwendet, lässt sich ein vollständig verschweißtes Profil herstellen, dessen mechanische Eigenschaften ähnlich zu Profilen von Flachmatrizen mit höheren Pressverhältnissen sind. Dies zeigt sich durch eine um 80 % gesteigerte Bruchdehnung im Vergleich zu einem Profil, das mit einer Flachmatrize hergestellt wurde. FEM-Simulationen zeigen für Kammerwerkzeuge deutlich höhere Umformgrade als bei Flachmatrizen, wodurch die bessere Verschweißung der Späne begründet wird (Güley et al., 2013). Ein drittes Werkzeugdesign ist das bereits genannte Equal Channel Angular Pressing (ECAP). Cui et al. (2009) implementierten die Technik des Equal Channel Angular Pressing (ECAP) im direkten Recycling von Automobil-Aluminiumschrotten auch unter dem Einfluss der Kontaminierung unerwünschter Legierungselemente. Haase et al. (2012) adaptierte den Prozess des ECAP für die direkte Wiederverwertung von EN AW-6060-Aluminiumspänen mit dem Ziel die auf den verarbeiteten Werkstoff wirkende Scherverformung, die plastische Dehnung sowie den Druck zu erhöhen. Der während der Umformung auf die Späne wirkende Druck sowie die den Werkstoff beeinflussende Dehnung wurden quantifiziert und die Verschweißung zwischen den einzelnen Spänen sowie die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften der mit dem iECAP-Werkzeug hergestellten Aluminiumprofile aus Spänen analysiert. Ein Vergleich mit spänebasierten Aluminiumprofilen, welche mit gängigen Werkzeugtypen hergestellt wurden und dem als Referenz für die mechanischen Eigenschaften dienenden stranggepressten Gusswerkstoff zeigte eine Verbesserung der Verschweißqualität der Späne und einer damit verbundenen Erhöhung der mechanischen Eigenschaften. Als nachteilig erweist sich nach Haase (2013) jedoch die deutlich höhere Presskraft sowie die aufwendigere Prozessführung. Misiolek et al. (2012) untersuchten die Auswirkungen unterschiedlicher Matrizendesigns beim Strangpressen von EN AW-6060-Spänen in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften. Verwendet wurden dafür ein Flachwerkzeug, ein Kammerwerkzeug und ein ECAP-Werkzeug. Es zeigen sich vor allem bei den durch das

ECAP-Werkzeug hergestellten Profilen ähnliche mechanische Eigenschaften zu den Referenzprofilen. Insbesondere die Bruchdehnung konnte gesteigert werden. Darüber hinaus konnte durch Stauchversuche ein anisotropes Werkstoffverhalten in Abhängigkeit des verwendeten Werkzeugs festgestellt werden (**Bild 2.6**). Die verbesserten mechanischen Eigenschaften der mit dem ECAP-Werkzeug gepressten Profile basieren auf der Mikrostruktur, die feine, gleichmäßig verteilte Körner zeigt (Haase und Tekkaya, 2015). Die Weiterverarbeitung von Späneprofilen durch Voll-Vorwärts-Fließpressen und Napf-Rückwärts-Fließpressen zeigt, dass eine unzureichende Verschweißung, die durch die Herstellung mittels Flachmatrizen auftritt, ebenfalls zu Rissen in den Fließpressteilen führt. Fehlerfreie Wellen und Näpfe können ausgehend von Halbzeugen, die mit dem ECAP-Werkzeug hergestellt wurden realisiert werden (Haase und Tekkaya, 2014).

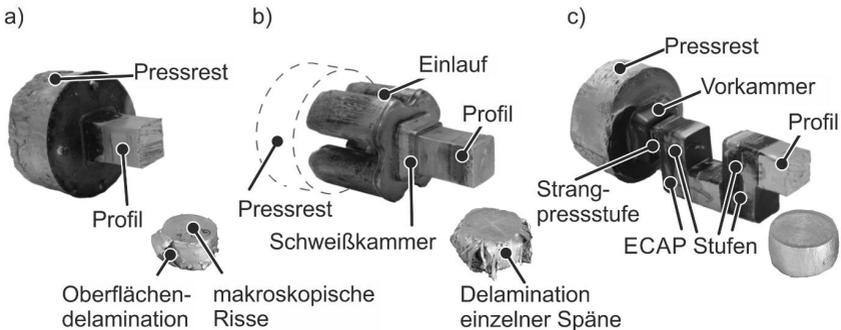


Bild 2.6: Werkstofffluss und Stauchproben für unterschiedliche Werkzeugdesigns ($R = 8,6$): a) Flachwerkzeug, b) Kammerwerkzeug, c) iECAP-Werkzeug (Misiolek et al., 2012)

Selmy et al. (2016) zeigten den Einfluss der Anzahl der ECAP Stufen beim Recyclen von EN AW-6061-Aluminiumspänen durch Strangpressen und ECAP bei Raumtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur. Durch mehrere ECAP Stufen wird ein feineres Gefüge und daraus resultierend bessere mechanische Eigenschaften erreicht.

Die Überführung des Spänestrangpressens von Laborversuchen zum industriellen Maßstab wurde von Paraskevas et al. (2017) untersucht. Industrielle Späne (EN AW-6060) wurden gereinigt und zu Blöcken kaltkompaktiert. Anschließend erfolgte das Strangpressen mit einem Kammerwerkzeug mit 2 Einläufen. Es konnten rechteckige Flachprofile ohne Poren und Blasen hergestellt werden, deren mechanische Eigenschaften jedoch unter denen der Referenzprofile lagen. Die Erweiterung der Versuche um ein Kammerwerkzeug mit 4 Einläufen zeigt, dass die mechanischen Eigenschaften durch die Erhöhung der plastischen Umformung verbessert werden können im Vergleich zu den Profilen des Kammerwerkzeugs mit 2 Einläufen (Paraskevas et al., 2018).

Temperatur / Pressgeschwindigkeit

Die Verbindung der Späne basiert unter anderem auf Diffusionsprozessen, weshalb Gronostajski et al. (1997) langsame Pressgeschwindigkeiten (0,01 m/s) verwendeten, wodurch das Fließen des Materials in Hohlräume ermöglicht wird und ausreichend Zeit für die Diffusionsvorgänge vorhanden ist. Zusätzlich begünstigt eine hohe Presstemperatur den Werkstofffluss in Poren und Hohlräume und verbessert somit die Enddichte der Späneprofile. Allerdings stellten Nakanishi et al. (1998) eine Abnahme der Zugfestigkeit von stranggepressten Profilen aus Magnesiumspänen bei Erhöhung der Presstemperatur fest. Dies hängt nach Ji et al. (2009) mit einer Zunahme der Korngröße bei höheren Presstemperaturen zusammen was sich jedoch positiv auf die Bruchdehnungen der Profile auswirkt. Zhao et al. (2011) stellten ebenfalls eine Verbesserung der Duktilität bei gleichzeitiger Abnahme der Festigkeit unter Erhöhung der Presstemperatur fest. Sie begründen ihre Beobachtungen ebenfalls durch das Vorhandensein vieler großer rekristallisierter Körner. Güley et al. (2011a) fanden heraus, dass die Zugfestigkeit von Profilen aus Aluminiumspänen einer EN AW-6060 Legierung mit steigender Pressgeschwindigkeit bzw. Dehnrate zunimmt. Lela et al. (2016) stellten ebenfalls einen Anstieg der mechanischen Eigenschaften bei Erhöhung der Blocktemperatur beim Strangpressen von EN AW-2011 Drehspänen zu Rundprofilen unter Verwendung von Flachmatrizen fest. Ebenfalls vorteilhaft wirkt sich eine Steigerung der Blockeinsatztemperatur auf die mechanischen Eigenschaften der Profile aus (**Bild 2.7a**). Bei der Analyse lichtmikroskopischer Aufnahmen kann dies auf gebrochene und homogen verteilte Oxidschichten zurückgeführt werden (Güley, 2013). Haase et al. (2012) untersuchten den Einfluss der Blocktemperatur auf die mechanischen Eigenschaften von spänebasierten Profilen für ein Flachwerkzeug, ein Kammerwerkzeug und ein ECAP-Werkzeug. Die Autoren variierten die Blocktemperatur zwischen $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ und $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$. Sie fanden heraus, dass bei Flach- und Kammerwerkzeugen kein signifikanter Einfluss auf die Eigenschaften der Profile beobachtet werden kann. Beim iECAP-Werkzeug führt die höhere Temperatur jedoch zu einer Steigerung der Festigkeit um 12,1 %. Bei dieser Untersuchung kann jedoch der Einfluss der Mikrostruktur nicht ausgeschlossen werden. Für ein iECAP-Werkzeug verwendeten Misiólek et al. (2012) Profilaustrittsgeschwindigkeiten von 8,6 mm/s und 51,3 mm/s. Für die höhere Geschwindigkeit zeigten die gepressten Profile eine geringfügig niedrigere Bruchdehnung sowie eine geringere Zugfestigkeit. Die Autoren führen dies auf eine höhere Temperatur am Matrizenaustritt zurück, was zu einer Entfestigung des Materials führt. In diesem Fall wurde der Prozesserfolg durch die Stempelgeschwindigkeiten nicht sichtbar beeinflusst. Der Einfluss der Stempelgeschwindigkeit (v_{Stempel}) auf die Oberflächenqualität beim Strangpressen von Spänen einer EN AC-47000 Aluminium Gusslegierung mittels einer Flachmatrize wurde von Tokarski et al. (2015) ermittelt. Sie stellten fest, dass eine

Profilaustrittsgeschwindigkeit von $v_P = 12,5$ mm/s zu visuellen Defekten auf der Profiloberfläche führt, während es durch eine Erhöhung auf $v_P = 75$ mm/s möglich ist, Profile mit guter Oberflächenqualität unabhängig von der Spangröße herzustellen (**Bild 2.7b**).

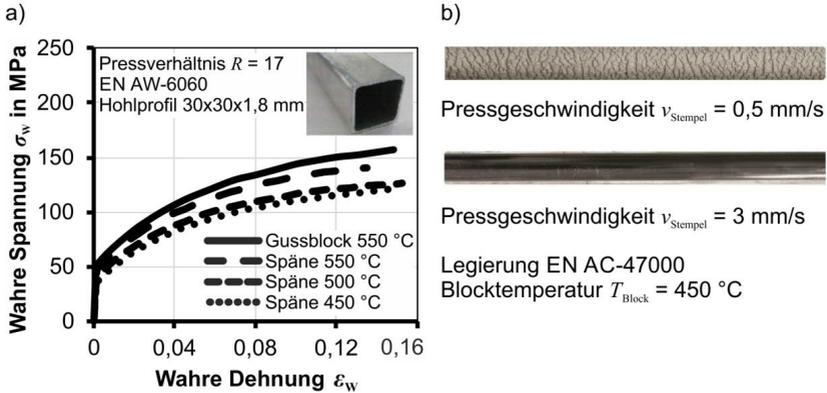


Bild 2.7: Einfluss auf die Spanverschweißung: a) Blocktemperatur (Güley, 2013),
b) Pressgeschwindigkeit (Tokarski et al., 2015)

Krolo et al. (2018) erforschten die elektrische Leitfähigkeit von Profilen aus EN AW-6082 Fräs- und Drehspänen, die mit Hilfe eines ECAP-Werkzeugs gepresst wurden. Dabei zeigte sich eine verbesserte elektrische Leitfähigkeit der Profile mit zunehmender Presstemperatur. Als zusätzlicher Parameter wurde die Aufheizdauer der spänebasierten Blöcke (EN AW-6061) von Ab Rahim et al. (2018) untersucht. Hierbei zeigt sich eine geringfügige Verbesserung der Zugfestigkeiten der gepressten Profile, wenn die Aufheizdauer von einer auf drei Stunden gesteigert wird.

2.2.2 Eigenschaften der Profile

Im vorangegangenen Abschnitt wurde aufgezeigt, dass die Prozessparameter einen Einfluss auf die Verschweißung der Späne und damit auf die mechanischen Eigenschaften der Profile haben. Die mechanischen Eigenschaften der spänebasierten Profile, die durch das direkte Recyceln mittels Strangpressen zu erzielen sind, werden in diesem Abschnitt gezeigt. Aus den bereits aufgeführten Arbeiten können generelle Schlüsse gezogen werden, wodurch sich die Festigkeiten und Dehnungen der Profile verbessern und steigern lassen. Zum einen kann eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch die Erhöhung des Pressverhältnisses bei der Verwendung von Flachmatrizen erzielt werden. Beim Strangpressen von EN AW-6060-Spänen kann beispielsweise die Zugfestigkeit um 20 % gesteigert werden, wenn das Pressverhältnis von $R = 34$ auf $R = 68$ erhöht wird (Güley et al., 2011c). Die erreichbaren Zugfestigkeiten liegen allerdings ca. 20 % unter den Werten der Referenzprofile (**Bild 2.8**). Diese Erkenntnis

konnte auch für Magnesiumspäne beispielsweise AZ31B durch Zhang et al. (2011) gewonnen werden.

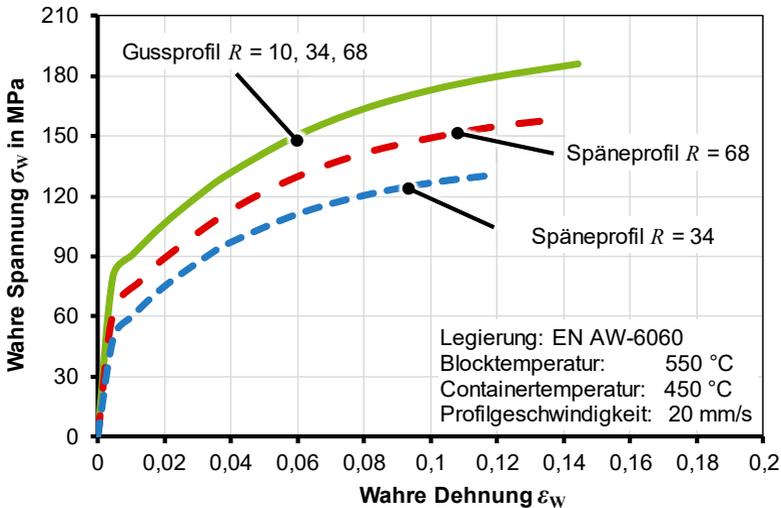


Bild 2.8: Mechanische Eigenschaften von EN AW-6060-Späneprofilen in Abhängigkeit des Pressverhältnisses nach Güley et al. (2011c)

Einen bedeutenderen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften kann durch die Verwendung von Kammerwerkzeugen oder ECAP-Werkzeugen genommen werden. Haase et al. (2015) verwendeten ein Flach-, Kammer- und ECAP-Werkzeug mit einem Pressverhältnis $R = 8,6$ zum Strangpressen von EN AW-6060-Spänen. Sie stellten um 20 % geringere Festigkeiten der Späneprofile, die mit dem Flachwerkzeug gepresst wurden im Vergleich zu Referenzprofilen fest. Bei der Untersuchung der Profile auf Spänebasis stellten die Autoren fest, dass für das Kammer- und das ECAP-Werkzeug Zugfestigkeiten erzielt werden können, die ähnlich zu denen von Referenzprofilen sind. Zusätzlich ist eine signifikante Erhöhung der Gleichmaß- und der Bruchdehnung für das Kammer- und das ECAP-Werkzeug im Vergleich zum Flachwerkzeug möglich (**Bild 2.9**). Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen, dass mit dem ECAP-Werkzeug die höchste Qualität der Spanverschweißung erreicht wird. Insgesamt können durch einen geänderten Werkstofffluss und damit einhergehenden höheren Dehnungen und Drücken die mechanischen Eigenschaften auf das Niveau von konventionellen Profilen gehoben werden.

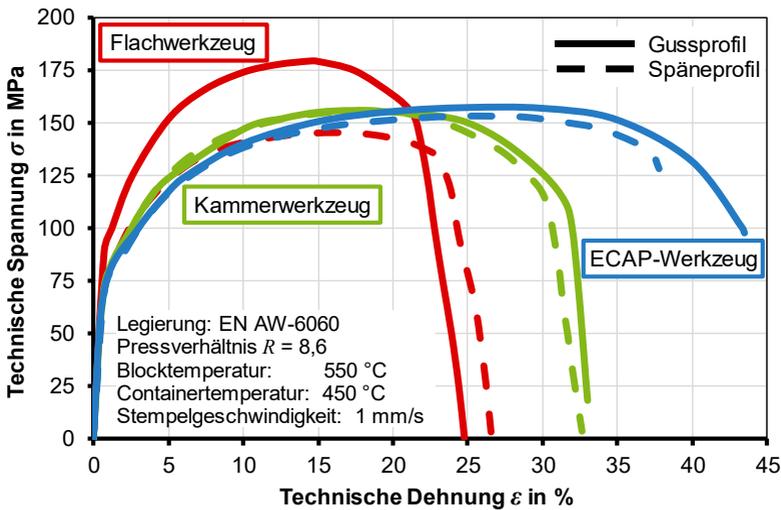


Bild 2.9: Mechanische Eigenschaften von EN AW-6060-Späne- und Gussprofilen in Abhängigkeit des Werkzeugdesigns nach Haase et al. (2015)

Zur weiteren Charakterisierung der Eigenschaften der Profile wurden von Güley et al. (2013) zusätzlich Mikrohärtemessungen an den Profilen (EN AW-6060) durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen ca. 10 % höhere Härten verteilt über den rechteckigen Querschnitt des Profils, das mit einem Flachwerkzeug hergestellt wurde im Vergleich zu einem Kammerwerkzeug. Ähnliche Beobachtungen wurden von Haase et al. (2012) gemacht, die zusätzlich ein ECAP-Werkzeug verwendeten. Die Härtewerte des Profils des ECAP-Werkzeugs sind dabei vergleichbar mit denen des Kammerwerkzeugs. Insgesamt liegen die Härtewerte über denen der Referenzprofile. Dies wird mit einer geringeren durchschnittlichen Korngröße der spänebasierten Profile begründet. Ebenso trägt eine Verfestigung durch die feine Verteilung der Oxidschichten zwischen den Spänen zu einer Steigerung der Härte bei (Luo et al., 2010).

Koch et al. (2019) analysierten Proben aus Rundprofilen (EN AW-6060), die mit Hilfe eines Flachwerkzeugs ($R = 30,25$) gepresst wurden. Die unzureichend verschweißten Späne im inneren Bereich des Profils führen zu einer Reduzierung der lastabhängigen Ermüdungslebensdauer von bis zu einer Zehnerpotenz. Dies ist auf einen frühen Beginn der Rissausbreitungsphase zurückzuführen, da die einzelnen Verschweißungen der Späne als Rissinitiatoren wirken. Ähnliche Beobachtungen machten Krolo et al. (2020) bei Ermüdungsversuchen von Profilen aus EN AW-6082-Spänen. Die Fraktographien zeigten mehr Risse und andere Rissausbreitungsmechanismen als Referenzproben aus Gussmaterial. Die Autoren untersuchten zusätzlich das Korrosionsverhalten und stellten

fest, dass die Korrosionsbeständigkeit der spänebasierten Profile ähnlich zu den Referenzprofilen ist, was sich u.a. durch ähnlich korrodierte Materialoberflächen zeigt.

Zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften erforschten verschiedene Autoren das Mischen von Spänen unterschiedlicher Legierungen. Schikorra et al. (2008) mischten EN AW-6060-Späne sowohl mit EN AW-6082, EN AW-7075 als auch Kupferspänen. Die Späne der unterschiedlichen Legierungen konnten durch ein Kammerwerkzeug recycelt und zu rechteckigen Profilen gepresst werden. Die Strangpressparameter müssen allerdings der jeweiligen Mischung angepasst werden, um Oberflächenfehler zu vermeiden. Durch die Mischung der unterschiedlichen Legierungen können die Festigkeiten der Profile signifikant gesteigert werden. Um das Potenzial zur Herstellung von Verbundwerkstoffen zu überprüfen mischten Tekkaya et al. (2009) EN AW-6060-Drehspäne mit SiC-Partikeln. Die harten SiC-Partikel verursachten jedoch eine Zerstörung der Oberfläche der Profile.

Der Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter auf den Prozesserverfolg sowie die resultierenden mechanischen Eigenschaften der Strangpressprofile, die in den letzten beiden Abschnitten beschrieben wurden, ist in **Tabelle 2.1** zusammengefasst.

Tabelle 2.1: Qualitative Bewertung des Einflusses der verschiedenen Prozessparameter auf den Prozesserverfolg und die mechanischen Eigenschaften der Profile (o \triangleq kein Einfluss, + \triangleq geringer Einfluss, ++ \triangleq hoher Einfluss, +++ \triangleq sehr hoher Einfluss)

Prozessparameter	Prozesserverfolg	Mechanische Eigenschaften
Spanform / Kompaktierung	++	+
Pressverhältnis	+++	++
Werkzeugdesign	+++	++
Pressgeschwindigkeit	+	o
Temperatur	o	o

2.2.3 Grundlagen der Festkörperverschweißung

Die beschriebenen mechanischen Eigenschaften der Profile basieren auf der Qualität der Verschweißung der einzelnen Späne während des Strangpressprozesses. Wie der Prozess der Verschweißung funktioniert, welche physikalischen Abläufe stattfinden und welche Voraussetzungen für eine optimale Verschweißung notwendig sind wird in diesem Abschnitt erklärt. Die unterschiedlichen Ansätze und Modelle zur Vorhersage der Verschweißqualität werden gezeigt.

Beim Spänestrangpressen erfolgt die Verschweißung der einzelnen Späne durch die sogenannte Festkörperverschweißung (Solid State Bonding), bei der die einzelnen Späne

nicht aufgeschmolzen werden. Die Herausforderung bei der Verschweißung der Aluminiumspäne ist das Vorhandensein von Oberflächenoxid, das die Bildung einer Metall-Metall-Verbindung verhindert. Durch den in der Luft vorhandenen Sauerstoff entsteht eine Oxidschicht, die die reine Metalloberfläche bedeckt. Diese kann weder mit einer Gasatmosphäre reduziert werden, noch durch Diffusion des Sauerstoffs in das Basismetall abgebaut werden (Bryant, 1975). Es ist somit nicht möglich, Aluminiumspäne nur durch Einbringung von Druck und Temperatur ohne makroskopische Verformung miteinander zu verbinden. Um die Oxidschicht der Späne aufzubrechen und eine Verbindung zu ermöglichen wird daher eine erhebliche Oberflächenaufweitung benötigt, um die reine Aluminiumoberfläche freizulegen (Jellison, 1987).

Für die elementare Betrachtung einer Verschweißung muss zuerst der Aufbau von Aluminium auf atomarer Ebene betrachtet werden. Die Metallstruktur wird durch die Anziehung der positiven Ionen und freien Elektronen zusammengehalten. Für weit entfernte Atome sind diese Kräfte verschwindend gering. Ab einem Abstand von 10 Atomdurchmessern (Atomradius von Aluminium 0,143 nm) reichen diese jedoch aus, um die Atome zu binden (Tylecote, 1968). Damit eine derartige Verbindung auftritt, darf kein Oxidfilm oder andere Verunreinigungen dazwischenliegen. Inglesfield (1976) zeigte, dass das Verhältnis von Zwischenatomaren- zu van-der-Waals-Kräften über eine Grenzfläche sehr groß ist, weshalb die Verbindung zwischen reinen Metalloberflächen auf zwischenatomaren Kräften basiert. Durch den engen Kontakt zwischen Metalloberflächen wird eine Schweißnaht gebildet, jedoch führt das Vorhandensein verschiedener Oberflächenoxide und Verunreinigungen zu unterschiedlich starken Verbindungen (Kazakov, 1985). Conrad und Rice (1970) stellten fest, dass die Haftfestigkeit zwischen reinen Metalloberflächen, die zuvor im Vakuum gebrochen wurden, mit steigender Druckbelastung zunimmt. Metall-zu-Metall-Verschweißungen sind nach Bay (1979) nur dann zu erreichen, wenn die metallischen Oberflächen in direkten Kontakt treten. Im Falle von Aluminium müssen die spröde (verfestigte) Deckschicht und die Oxide, die die Oberfläche bedecken aufgebrochen werden, um eine Verschweißung zu ermöglichen (**Bild 2.10**).

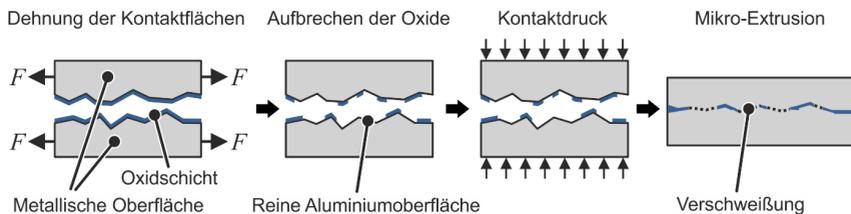


Bild 2.10: Ablauf der Verschweißung oxidierter Oberflächen nach Bay (1986)

Das Aufbrechen der Oxide wird durch eine Dehnung der beiden Kontaktflächen erreicht. Wenn die Oxide lokal aufbrechen, führt ein Kontaktdruck zur Mikro-Extrusion

der reinen Metalloberflächen durch die Risse in den aufgebrochenen Schichten, was letztendlich zu einer Verschweißung führt.

Um Vorhersagen über die Qualität der Verschweißung treffen zu können werden in der Literatur zwei Arten von Schweißfestigkeitsmodellen betrachtet. Zum einen qualitative Modelle basierend auf der *Energy Barrier Theory*, die auch als Schweißkriterien bezeichnet werden (Parks, 1953). Zum anderen physikalisch motivierte Modelle basierend auf der *Film-Theorie* für die Vorhersage einer absoluten Schweißfestigkeit. Die Modelle basierend auf der *Energy Barrier Theory* behandeln die Verschweißung des Aluminiums beim Strangpressen in Kammerwerkzeugen hinter den Dornen. Diese Schweißkriterien berücksichtigen nicht die lokale Oberflächenausdehnung im Kontaktbereich, da beim herkömmlichen Strangpressen angenommen wird, dass zu Beginn des Prozesses alle Oxide sowie der Sauerstoff zwischen den Kontaktflächen aus der Umformzone heraus transportiert werden. Danach entstehen in der Schweißkammer Bedingungen, bei denen sich an den Grenzflächen keine neuen Oxide bilden. Nach der *Film Theorie* sind metallische Oberflächen jedoch immer von einer Oberflächenschicht bedeckt, die aus Verunreinigungen oder Oxidschichten besteht. Beim Verschweißen zweier oxidbehalteter Oberflächen wie beispielsweise dem Spänestrangpressen ist daher eine plastische Verformung erforderlich, um die Oberflächenschichten aufzubrechen und einen Kontakt zwischen den reinen Metallen zu ermöglichen (Conrad und Rice, 1970).

Als einziges Modell zur Beschreibung der Verschweißung von Aluminiumspänen existiert der von Güley et al. (2013) entwickelte Weld Quality Index (WQI). Er bezieht sich auf die Vorhersage der Verschweißqualität und basiert auf dem Modell von Donati und Tomesani (2004). Es wird dabei davon ausgegangen, dass nach Erreichen einer bestimmten kritischen Scherspannung eine Akkumulation von Haftfestigkeitsinkrementen einsetzt, die zum Bruch der Oxidschichten führt. Daraus wird der Weld Quality Index berechnet:

$$WQI = \int_{L_1}^{L_2} \frac{p}{\sigma_f} dl. \quad (2.2)$$

Hier bezeichnet L_1 bis L_2 die Entfernung zwischen dem ersten Punkt, an dem die kritische Scherbeanspruchung für das Aufbrechen der Oxide erreicht wird, und dem Ende der Matrice, an der der hydrostatische Druck auf null abfällt. Zusätzlich wird der Druck p und die Fließspannung σ_f berücksichtigt. Während das Kriterium eine erste Einschätzung für die Verschweißqualität liefert, berücksichtigt es nicht den Einfluss der lokalen Dehnung, durch die der Abstand zwischen den aufgebrochenen Oxiden vergrößert wird und somit das Bindungsverhalten auch nach einem anfänglichen Bruch der Oxide verändert wird.

Bay (1983) entwickelte ein physikalisch motiviertes Modell basierend auf der *Film-Theorie*, um die Verschweißfestigkeit beim Walzplattieren vorherzusagen. In diesem Modell wird die relative Haftfestigkeit wie folgt berechnet:

$$\frac{\sigma_b}{k_f} = (1 - \psi^2)Y \frac{p - p_{ex}}{k_f} + \psi^2 \frac{Y - Y'}{1 - Y'} \frac{p}{k_f}. \quad (2.3)$$

Hierbei ist σ_b die absolute Verschweißfestigkeit, k_f die Fließspannung des Basismaterials, ψ der mit Oxid bedeckte Anteil der Oberfläche, Y der Anteil der freigelegten Oberfläche und Y' ein Schwellenwert zur Freilegung der Oberfläche, der für das Aufbrechen der Oxide erforderlich ist. Um Aluminium durch die Risse in den aufgebrochenen Oxidschichten zu drücken, muss der Kontaktdruck p den Mikroextrusionsdruck p_{ex} überschreiten. Der Quotient $0 < \sigma_b / k_f < 1$ wird hier als Verschweißqualität bezeichnet. Basierend auf mikroskopischen Befunden, validierte Bay seine Ergebnisse durch experimentelle Untersuchungen.

Eine Weiterentwicklung des Modells von Bay wurde von Cooper und Allwood (2014) durchgeführt. Dieses Modell erlaubt eine Vorhersage der Verschweißfestigkeit σ_b als Funktion der Normalspannung, der Scherspannung und der Dehnung:

$$\frac{\sigma_b}{k_f} = \left(\frac{0,8}{k_f} \sqrt{\sigma_n^2 + 3\tau^2} \right) \cdot \nu \cdot \left(0,8 \frac{\sigma_n - p_{ex}}{k_f} \right). \quad (2.4)$$

Neben den im Modell von Bay enthaltenen Größen ist σ_n die Normalspannung und τ die Schubspannung an der Grenzfläche. Das Modell von Cooper und Allwood kann in drei Terme unterteilt werden. Der erste Term berücksichtigt die wahre mikroskopische Kontaktfläche der beiden Kontaktpartner, die durch die Normalspannung σ_n und die Scherspannungen τ aufgrund mikroskopischer plastischer Verformungen an der Grenzfläche beeinflusst wird. Der Term ν beinhaltet die Dehnung, die erforderlich ist, um ein Aufbrechen der Oxidschicht zu initiieren, damit der Grundwerkstoff der beiden Kontaktpartner in direkten Kontakt treten kann. Ergänzend zu dem Modell von Bay berücksichtigen Cooper und Allwood den zusätzlichen Sauerstoff, der in den mikroskopischen Rauheitstätern der Grenzfläche eingeschlossen ist, was zu einer Erhöhung der effektiven Grenzdehnung führt, die zum Freilegen der Grundwerkstoffe erforderlich ist. Der letzte Term behandelt den notwendigen Druck, um die Mikroextrusion des Grundwerkstoffs durch die Risse in den aufgebrochenen Oxidschichten zu initiieren. Der erforderliche Mikroextrusionsdruck p_{ex} unterliegt geometrie- sowie materialabhängigen Parametern. Es wird angenommen, dass, wenn einer der drei Faktoren kleiner oder gleich null ist, die resultierende Verschweißfestigkeit ebenfalls auf null gesetzt wird, da kein direkter Kontakt von Aluminium zu Aluminium erreicht wird oder der Kontaktdruck nicht ausreicht, um den benötigten Mikroextrusionsdruck zu überwinden.

2.2.4 Weitere Verfahren zum direkten Aluminiumrecycling

Die Verfahren, die sich mit dem direkten Recycling von Metallschrotten ohne Wiedereinschmelzen befassen werden unter dem Begriff des „*Solid State Recycling*“ zusammengefasst. Neben dem Spänestrangpressen existieren weitere Verfahren zur direkten Wiederverwertung bzw. Konsolidierung u. a. von Aluminiumspänen, die im Folgenden erklärt werden. Dabei wird auf den Verfahrensablauf und die erzielbaren Ergebnisse eingegangen.

Das bereits beschriebene ECAP-Verfahren wird aufgrund seiner hohen Umformgrade und Scherspannungen häufig für die Verdichtung von Pulvern und Spänen verwendet. Matsuki et al. (2000) verdichteten Pulver einer 2024Al-3Fe-5Ni-Legierung und erzielten fast vollständig verdichtete Proben, die eine sehr feine Mikrostruktur aufwiesen. Ein zusätzlicher Gegendruck führt laut Xia et al. (2007) zu deutlich feineren Körnern und damit besseren Festigkeiten bei der Verdichtung reiner Aluminiumpartikel. Der zusätzliche Gegendruck und eine Anpassung der Temperatur führen beim Pressen einer Aluminium-Magnesium Spänemischung zu einer Steigerung der Festigkeit und Duktilität durch die Entstehung intermetallischer Phasen der beiden Metalle (Lapovok et al., 2014). Das Recycling von reinen Titanspänen konnte durch ECAP mit Gegendruck erfolgreich von Luo et al. (2010) durchgeführt werden. Die vollständig verdichteten Proben haben dabei ähnliche mechanische Eigenschaften wie kommerzielles Titan.

Peng et al. (2009) untersuchten mit dem Verfahren Cyclic Extrusion Compression (CEC) (zyklisches Strangpressen und Aufstauchen) die Wiederverwertung einer Magnesium-Legierung und deren mechanische Eigenschaften. Bei diesem Verfahren wurden Blöcke mit einem Durchmesser von 30 mm zu Stangen mit einem Durchmesser von 20 mm verpresst und anschließend auf 30 mm aufgestaucht. Der Vorgang wurde zweibis sechsmal wiederholt. Durch eine feine Verteilung von Ausscheidungen und Oxiden konnten gute Festigkeiten in Kombination mit hohen Duktilitäten erzielt werden. Cui et al. (2010) nutzten das CEC Verfahren zum Recyceln von EN AW-6063-Aluminiumspänen. Sie zeigten, dass die Konsolidierung der Späne sowohl von der Anzahl der Durchläufe als auch der Prozess Temperatur abhängt.

Das Verfahren Friction Stir Extrusion stellt eine Kombination der Prozesse Rührreischweißen und indirektes Strangpressen dar. Dabei wird ein rotierender Stempel in einen Zylinder gedrückt, wodurch das Material innerhalb des Zylinders verschweißt und entgegen der Stempelbewegung extrudiert wird (**Bild 2.11**). Tang und Reynolds (2010) stellten mit Hilfe des Verfahrens Aluminiumdrähte aus Spänen der Legierungen EN AW-2050 und EN AW-2195 her. Hierbei konnten Drähte mit unterschiedlichen Eigenschaften abhängig von der Kraft und Drehgeschwindigkeit hergestellt werden. Außerdem wurde gezeigt, dass die Drähte nach einer Wärmebehandlung eine veränderte Mikrostruktur aufweisen.

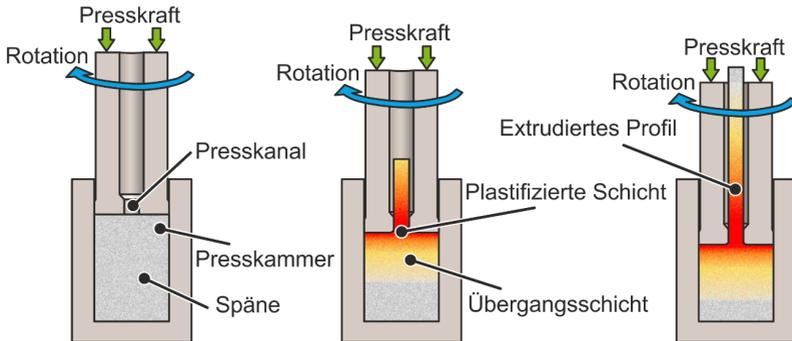


Bild 2.11: Verfahrensablauf des Friction Stir Extrusion zum direkten Recycling von Aluminiumspänen nach Baffari et al. (2018)

Hossaini et al. (2012) fertigten mit dem Prozess fehlerfreie Aluminiumdrähte aus EN AW-2025-Spänen. Baffari et al. (2017) recycelten EN AW-2024-Späne zu fehlerfreien Stäben, bei denen sie simulationsgestützt einen spiralförmigen Materialfluss identifizieren konnten. Den Materialfluss konnten Li et al. (2016) experimentell bei einer EN AW-6061 Legierung nachweisen. Zur Visualisierung des Materialflusses verwendeten sie Einsätze aus einer EN AW-2195 Legierung.

Takahashi et al. (2009) nutzten den Compressive Torsion Process (CTP) um EN AW-6063-Aluminiumspäne zu recyceln und konsolidieren. Die Späne werden dabei zwischen zwei Matrizen mit Druck beaufschlagt und gleichzeitig tordiert. Zylindrische Proben wurden erfolgreich gefertigt und die Mikrostruktur untersucht. Kanetake et al. (2014) konnten ähnliche Ergebnisse beim Recycling von EN AW-7050-Spänen erzielen.

Das Verfahren Screw Extrusion ist eine kontinuierliche Methode zur Festkörperverschweißung von Aluminium. Dabei werden kleine Aluminiumstücke kontinuierlich in einen Behälter gefüllt, in dem eine rotierende Schnecke das Material nach vorne drückt. Das Material wird in einem einzigen kontinuierlichen Prozess erhitzt, verschweißt und durch eine Matrize am Ende der Schnecke extrudiert (**Bild 2.12**). Widerøe und Welo (2013) untersuchten den Prozess hinsichtlich der Reibung zwischen Aluminium und den Oberflächen des Extruders, der Zuführrate des Aluminiums und des Designs der Schnecke und deren Einfluss auf den Werkstofffluss. Ausgehend von EN AW-6060-Granulat konnten Stäbe mit einem Durchmesser von 10 mm gefertigt werden.

Paraskevas et al. (2015) nutzten den Prozess des Spark Plasma Sintering (SPS) um Blechschrotte der Aluminiumlegierung EN AW-5182 zu einem Block zu recyceln. Das Zusammenpressen des Schrottes führt zusammen mit dem elektrischen Impulsstrom, der durch die Probe fließt, zum effektiven Abbau der Oxidschichten und zur Desorption

der eingeschlossenen Gase und aktiviert gleichzeitig die freigelegten Metalloberflächen, was schließlich zu einer besseren Verschweißung der Späne und der Erzeugung eines porenfreien recycelten Materials führt.

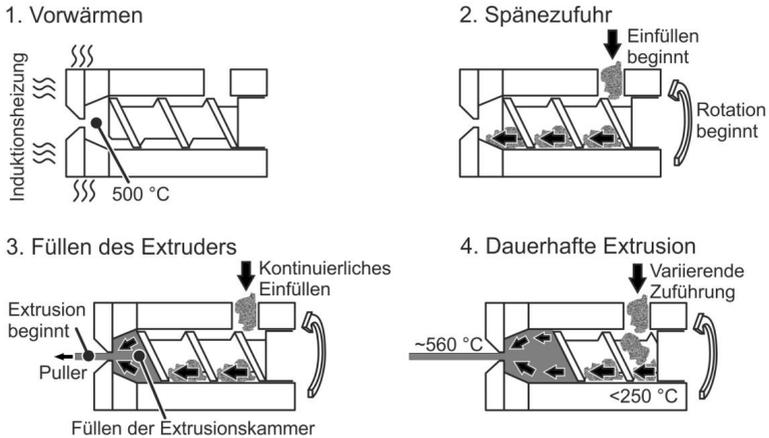


Bild 2.12: Verfahrensablauf des Screw Extrusion Prozesses zum direkten Aluminiumspänerecycling nach Widerøe und Welø (2012)

Sillekens et al. (1990) verwendeten eine Kombination aus den Verfahren Melt Spinning, Strangpressen und Napf-Rückwärts-Fließpressen um Aluminiumschrotte zu fertigen Bauteilen zu recyceln. Kaltkompaktierte EN AW-2007 und EN AW-7075-Aluminiumspäne wurden durch Voll-Rückwärts-Fließpressen zu Halbzeugen mit einer relativen lokalen Dichte von 100 % gefertigt. Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen jedoch, dass die mechanischen Eigenschaften deutlich unterhalb derer von Gussmaterial liegen (Behrens et al., 2016). Samuel (2003a) verwendeten Aluminiumpulver, das durch Schreddern von Spänen gewonnen wurde. Die Besonderheit des dort vorgestellten Prozesses liegt in der sinterartigen Fertigung von Aluminium-Grünlingsblöcken aus Spänen. Die neuesten Untersuchungen nutzen das Conform-Verfahren zum Recycling von Spänen verschiedener Aluminiumlegierungen. Dabei lassen sich Drähte mit homogenen mechanischen Eigenschaften herstellen (Borgert und Homberg, 2022).

Ein Vergleich der beschriebenen Verfahren mit dem Spänestrangpressen zeigt, dass teilweise sehr hohe Verschweißungen der Späne erzielt werden können, was zu sehr guten mechanischen Eigenschaften führt. Nachteilig dürfte jedoch sein, dass für alle Verfahren ein spezieller Maschinenaufbau notwendig ist und die herzustellenden Produkte und Profile nur einfache Geometrien aufweisen. Zudem ist die Ausbringung der Verfahren gering, was eine industrielle Anwendung zusätzlich einschränken würde.

2.3 Aluminiumblechherstellung

2.3.1 Walzen

Das Walzen wird nach DIN 8583 (2003) ebenfalls wie das Strangpressen den Druckumformverfahren zugeordnet. Es ist definiert als stetiges oder schrittweises Druckumformen mit einem oder mehreren sich drehenden Werkzeugen (Walzen). Zur Fertigung von Hohlkörpern können dabei Zusatzwerkzeuge wie Dorne, Stangen oder Stopfen zum Einsatz kommen. Zur Kraftereinleitung werden entweder die Walzen angetrieben oder vom Walzgut mitgenommen. Die Walzverfahren lassen sich nach ihrer Kinematik und der Stellung von Walzen und Walzgut zueinander in Längs-, Quer- und Schrägwalzen einteilen. Des Weiteren wird je nach Werkzeuggeometrie zwischen Flach- und Profilmwalzen unterschieden (Fechter und Jaich, 2014). Beim *Längswalzen* wird das Walzgut senkrecht zu den Walzenachsen ohne Drehung durch den Walzspalt bewegt. Es tritt ein kontinuierlicher Strang mit konstantem Querschnitt aus den sich entgegengesetzt drehenden Walzen heraus. Anwendung findet das Verfahren bei der Herstellung von Halbzeugen wie Blechen und Profilen (Fritz, 2015). Eine weitere Unterscheidung der Walzprozesse findet anhand der Einsatztemperatur des Walzgutes statt. Unterschieden wird dabei zwischen Kalt- und Warmwalzen (Hirt und Oligschläger, 2012).

Die Bedeutung des Walzprozesses zeigt sich im Vergleich zu anderen Verfahren. In Europa werden ungefähr jährlich 11 Millionen Tonnen Aluminium produziert. Neben der Verwendung für Strangpressprodukte und für den Formguss wird fast die Hälfte des produzierten Aluminiums zu Walzprodukten weiterverarbeitet, wie anhand des Diagramms in **Bild 2.13** deutlich wird (EA, 2018). Der größte Absatzmarkt liegt somit in Blechen und Tafeln aus Aluminium bzw. vor allem bei den daraus hergestellten Produkten.

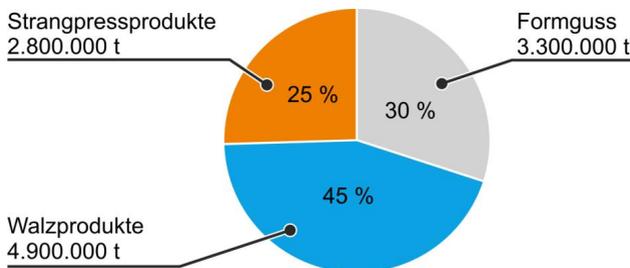


Bild 2.13: Aluminiumverarbeitung in Europa (EA, 2018)

Beim Flach-Längswalzen werden von den Werkzeugen Druckspannungen auf die Werkstückoberfläche aufgebracht, wodurch innere Spannungen oberhalb der Fließgrenze im Werkstück hervorgerufen werden, sodass es zu einer plastischen Formänderung des Aluminiums in der Umformzone kommt. Die grundlegenden Bezeichnungen

und Beziehungen der Walztheorie werden nach Lange et al. (1988) im Folgenden erklärt und sind **Bild 2.14** zu entnehmen.

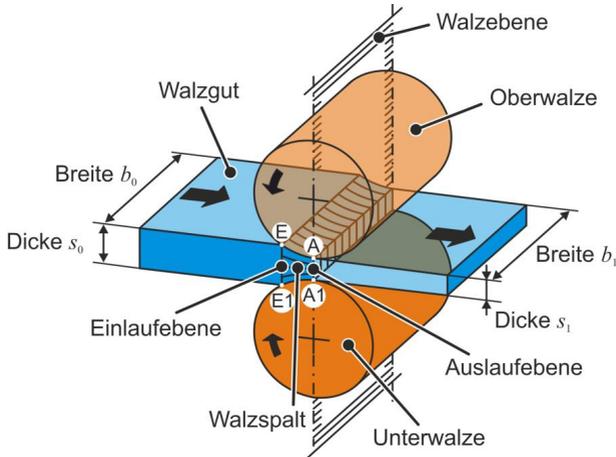


Bild 2.14: Flach-Längswalzen nach Kopp und Wiegels (1999)

Als Walzspalt wird die Umformzone bezeichnet, die sich zwischen den Kontaktflächen von Walzen und Walzgut befindet. Die Ebene EE1 wird als Einlaufebene, die Ebene AA1 als Auslaufebene bezeichnet. Die Walzebene wird durch die Fläche gebildet, die durch die Walzenachsen gelegt werden kann. Sie verläuft durch die Auslaufpunkte A und A1. Das Walzgut läuft mit der Dicke s_0 und der Breite b_0 in den Walzspalt und verlässt diesen nach dem Walzen mit den Abmessungen s_1 und b_1 . Die Höhenabnahme entspricht der Differenz der Dicken:

$$\Delta s = s_0 - s_1 . \quad (2.5)$$

Die bezogene Stichabnahme ε_h und der maximal auftretende Umformgrad φ_h in Dickenrichtung werden folgendermaßen berechnet:

$$\varepsilon_h = \frac{\Delta s}{s_0}; \quad \varphi_h = \ln \left(\frac{s_1}{s_0} \right). \quad (2.6)$$

Die Herstellung von Aluminiumblechen wird durch das Flach-Längswalzen von Walzbaren, die durch Stranggießen hergestellt wurden, realisiert. Diese werden zunächst durch Warmwalzen zu Warmband verarbeitet wobei die Anfangstemperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur zwischen 450 und 500 °C liegt. Die verringerten Walzkräfte und das erhöhte Umformvermögen des Werkstoffs bei hohen Temperaturen wird dazu ausgenutzt. Die erste Warmwalzstufe wird in der Regel in einem reversierenden Vorwalzgerüst (Warmwalzquarto, auch Breakdown-Gerüst genannt) vorgenommen.

Die Walzrichtung wird nach jedem Stich umgekehrt, bis die finale Dicke erreicht wird. Die Stichabnahmen betragen bis zu 30 mm, sodass in etwa sieben bis elf Stichen die Enddicke erzielt wird. Warmwalztemperatur und Stichabnahmen haben einen wesentlichen Einfluss auf das erzielbare Gefüge (Altenpohl, 1979). Die beim Warmwalzen hergestellten Bleche und Bänder werden im Anschluss meistens weiter bei Raumtemperatur kaltgewalzt. Dies dient zur weiteren Reduktion der Blechdicke und zur Verfestigung, die für viele Anwendungszwecke erforderlich ist. Zusätzlich sind verbesserte Oberflächeneigenschaften und die Einstellung von bestimmten Materialeigenschaften möglich. Das Abwalzen erfolgt meist kontinuierlich in mehreren Walzgerüsten. Auf Grund der hohen Walzendrücke haben diese in der Regel vier oder mehr Walzen, bei denen die kleinen Arbeitswalzen von großen Stützwalzen vor Durchbiegung geschützt werden. Das Produkt des Kaltwalzens sind Feibleche (0,5 bis 3 mm Blechdicke) oder Feinstblech (Blechdicke unter 0,5 mm) (Ostermann, 2014). Die Weiterverarbeitung der durch Walzen hergestellten Bleche zu Bauteilen und Produkten wird im folgenden Abschnitt beschrieben.

2.3.2 Weiterverarbeitung und Produkte

Durch Walzen hergestellte Bleche sind das Ausgangshalbzeug für zahlreiche Verfahren in der Blechverarbeitung. Die Blechumformung hat zum Ziel, aus einem Flachprodukt ein räumliches Gebilde herzustellen, ohne die Blechdicke wesentlich zu verändern. Die Formänderung findet daher primär in der Blechebene unter ebenem Spannungszustand statt. Die Formgebung erfolgt abhängig vom Verfahren in mehreren Stufen. Im Folgenden werden die wichtigsten Verfahren erklärt und die damit herstellbaren Produkte gezeigt. Die Grundverfahren der Blechumformung sind das Biegen und das Tiefziehen, bei denen sich Stauch- und Streckverformungen in der Blechebene bzw. über der Blechdicke vollziehen und sich unterschiedliche Dehnungszustände und -abläufe einstellen (Ostermann, 2014). Weitere Verfahren sind die wirkmedienbasierte Umformung z. B. das Innenhochdruckumformen oder Prozesse zum Trennen wie beispielsweise das Stanzen oder Scherschneiden.

Die wichtigsten Biegeprozesse lassen sich einteilen in Biegeverfahren mit geradliniger Werkzeugbewegung, wie das Freibiegen oder Gesenkbiegen und Biegeverfahren mit drehender Werkzeugbewegung, wie das Schwenkbiegen. Beim Freibiegen dienen die Werkzeuge lediglich zur Übertragung der Kräfte auf das Werkstück. Da die herzustellende Form nicht von der Werkzeuggeometrie abhängt wird ein Blech beispielsweise zwischen zwei Auflagern gebogen (**Bild 2.15a**) oder bei einer einseitigen Einspannung am freien Ende. Vorteil des Verfahrens sind die hohe Flexibilität und der geringe Kraftbedarf (Doege und Behrens, 2016). Beim Gesenkbiegen findet zunächst auch ein Freibiegen statt. Dem schließt sich das Nachformen an, bei dem sich das Werkstück an das Biegegesenk anlehnt. Die Form des Fertigteils wird beim Gesenkbiegen durch die Werkzeuggeometrie des Biegegesenks bestimmt. Das Verfahren zeichnet sich durch

seine hohe Maßgenauigkeit und geringe Rückfederung aus. Es wird beispielsweise bei der Herstellung von Fassadenverkleidungsteilen eingesetzt (Finckenstein et al., 1993).

Das Tiefziehen ist das bedeutendste Umformverfahren zur Herstellung dreidimensionaler Bauteile, das sowohl in der Groß- als auch in der Kleinserie zum Einsatz kommt. Es lassen sich sowohl rotationssymmetrische als auch komplexe Geometrien fertigen. Ein Tiefziehwerkzeug besteht aus einem Ziehstempel, einem Ziehring sowie einem Niederhalter. Während des Verfahrens wird zunächst der Blechzuschnitt zwischen Ziehring und Niederhalter eingespannt. Beim Niedergang des Stempels wird das Blech durch die Öffnung des Ziehringes gezogen, wobei der Blechwerkstoff nachfließt, so dass sich der äußere Durchmesser der Blechrolle verkleinert und der Ziehteilboden ausgeformt wird (**Bild 2.15b**). Durch die Einspannung und die Kraft des Niederhalters wird die Faltenbildung im Flanschbereich verhindert und das Nachfließen des Bleches kontrolliert (Klocke, 2017). Während der Umformung wird das Blech sowohl gedehnt als auch gestaucht. Es entstehen dabei unterschiedliche Spannungen in den einzelnen Bereichen des Bleches. Der Flansch ist der Umformbereich, in dem das Tiefziehen stattfindet (Marciniak et al., 2002). Im Flanschbereich entstehen durch das Einziehen des Bleches radiale Zugspannungen. Gleichzeitig entstehen tangentielle Druckspannungen, da sich der Durchmesser reduziert. Im Bereich der Zarge bildet sich eine einachsige Zugspannung aus. Der Boden funktioniert als Kraftübertragungszone, in dem das Streckziehen stattfindet, das durch Zugbeanspruchungen gekennzeichnet ist (Storoschew und Popow, 1968). Anhand der unterschiedlichen Spannungszustände wird deutlich, dass der Werkstoff beim Tiefziehen unterschiedlichen Beanspruchungen genügen muss. Zur Charakterisierung der Umformbarkeit von Blechwerkstoffen existieren deshalb verschiedene Verfahren, die im Weiteren erläutert werden.

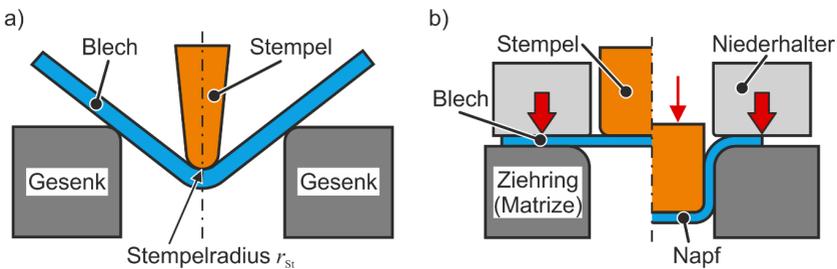


Bild 2.15: a) Freibiegen im Gesenk, b) Tiefziehen einer Blechrolle zum Napf nach Lange (1975)

Im Vordergrund der Blechprüfung steht die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften sowie die Streck- und Tiefziehfähigkeit. Dafür existieren verschiedene Verfahren, um die unterschiedlichen Formänderungen abbilden zu können. Die wichtigsten Verfahren sind der Zugversuch, hydraulischer Tiefungsversuch und Näpfchenziehversuch. Beim

Zugversuch wird eine einachsige, quasistatische Zugbeanspruchung auf die Probe aufgebracht und bis zum Bruch der Probe gesteigert. Der Zugversuch liefert mechanische Kenngrößen, die unabhängig von speziellen Anwendungsfällen sind und wird aufgrund der einfachen und schnellen Probenentnahme, Probenfertigung und Prüfung als Standardverfahren eingesetzt (Heine, 2015). Beim Näpfcchenziehversuch werden kreisrunde Bleche mit Hilfe einer Ziehmatrize zu Näpfen gezogen (Swift, 1939). Ermittelt wird das Grenzziehverhältnis β_{\max} , bei dem gerade noch kein Bodenreißer auftritt sowie die Zipfelbildung, d. h. der Zylindermantel hat unterschiedliche Höhen (Pöhlandt, 1986).

Anwendung finden die aus Aluminiumblech hergestellten Produkte heutzutage in allen Marktsegmenten. Der größte Absatzbereich ist der Verkehrssektor. Insbesondere im Automobil im Bereich der Außenhaut z. B. als Motorhaube, Türverkleidung oder Schutzblech wird Aluminium eingesetzt. Im Bauwesen wird Aluminium vor allem als architektonisches Designelement verwendet, z. B. als Fassadenverkleidung oder Sonnenschutz. Ein weiteres großes Segment ist die Verpackungsindustrie. Bekannte Beispiele sind Getränkedosen, Menüschen oder Lebensmittelverpackungen. Auch im Bereich der Elektrotechnik oder des Maschinenbaus finden sich Aluminiumbleche und deren Produkte. So werden dünne Folien in Kondensatoren oder als Isolationsmaterial eingesetzt (Ostermann, 2014). Weitere Produkte existieren im Bereich der Konsumgüter, z. B. Kaffeekapseln, Aerosoldosen oder Medikamentenverpackungen. Sehr dünne Folien ($\ll 1$ mm) finden nicht nur als klassische Aluminiumfolie Anwendung, sondern auch als Schutzverpackung von Lebensmitteln (Milch- oder Saftgetränkekarton, Schokoladenverpackung) oder bei pharmazeutischen Produkten (Tablettenblister) (The Aluminum Association, 2008). **Bild 2.16** zeigt einige beispielhafte Anwendungen und Produkte.

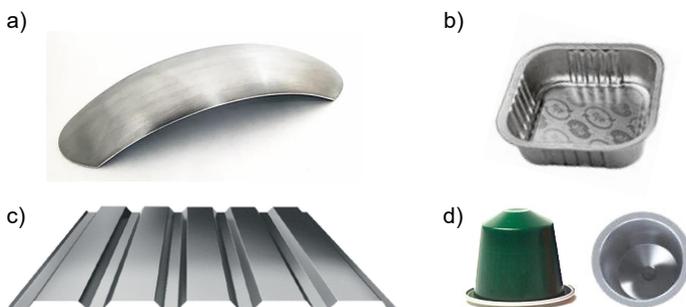


Bild 2.16: Produkte aus Aluminiumblech: a) Motorrad-Kotflügel (JADUS), b) Lebensmittelschale (Constantia Teich, 25.03.2022), c) Fassadenverkleidung (BEMO Systems), d) Kaffeekapseln (GDA)

2.4 Strangpressen und Walzen

Die Verfahrenskombination aus den Prozessen Strangpressen und Walzen wurde in einigen Arbeiten bereits untersucht. Dazu zählt die Herstellung von Magnesiumblechen aus Gussblöcken durch Strangpressen und Aufweiten sowie die Konsolidierung von Aluminiumspänen verschiedener Legierungen durch die einzelnen Prozesse Fließpressen, Strangpressen und Walzen.

Aufgrund der herausfordernden Umformbarkeit von Magnesium nutzten Gall et al. (2011) ein Verfahren bestehend aus Strangpressen und anschließendem Aufweiten zur Herstellung von Magnesiumblechen der Legierung AZ31. Zunächst wird ein offenes Rohr als Profil stranggepresst, das anschließend durch eine Vorrichtung aufgeweitet und verflacht wird. Dies geschieht durch vertikal und horizontal angeordnete Rollen. Untersuchungen des Gefüges, der Textur und der mechanischen Eigenschaften zeigten dabei Unterschiede über den Blechquerschnitt. Grittner et al. (2014) entwickelten ein analoges Konzept zur Herstellung von Magnesiumblechen. Die Prozessroute umfasst dabei die Prozessschritte des Strangpressens eines Rohrprofils. Dieses wird anschließend entlang der Längspressnaht durch einen Keil geschlitzt und in der Aufweitvorrichtung fixiert. In der Aufweitvorrichtung wird das Blech durch fünf größer werdende bewegliche Kugeln aufgefaltet und durch Rollen gerichtet und geglättet (**Bild 2.17**). Durch die Prozesskette ist es möglich die Anisotropie der Materialeigenschaften zu reduzieren wodurch die Bleche besonders als Halbzeuge für das Tiefziehen geeignet sind.

Chino et al. (2004a) recycelten Magnesiumspänen (AZ31) durch Strangpressen und Warmwalzen. Die Späne wurden zu rechteckigen Profilen gepresst und nach einer Wärmebehandlung senkrecht zur Strangpressrichtung gewalzt. Die Ergebnisse von Zugversuchen zeigen nur geringe Abweichungen der mechanischen Kennwerte im Vergleich zu Material basierend auf gegossenen Blöcken. Auch die Ergebnisse sog. „Blow Forming Tests“ zeigen eine hohe Umformbarkeit.

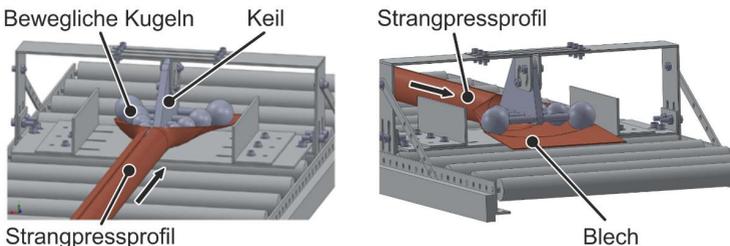


Bild 2.17: Aufweitvorrichtung für Magnesiumprofile bestehend aus Keil und beweglichen Kugeln (Neumann et al., 2015)

Allwood et al. (2005) untersuchten das Kaltverschweißen von Aluminiumspänen einer 1050A-H14-Legierung. Hierbei wurden Fließpressen mit unterschiedlichen Matrizen

und Kaltwalzen unabhängig voneinander analysiert. Die Ergebnisse zeigen, dass mit steigendem Umformgrad die Verschweißung der Späne zunimmt. Die Walzversuche ergaben, dass eine Stichabnahme von 50 % zur Erzielung einer Kaltverschweißung der Späne erforderlich ist. In Lichtmikroskopieaufnahmen ist jedoch zu erkennen, dass für die gewalzten Profile aus Spänen kein optimaler Verbund entsteht und Poren im Endprodukt verbleiben was zu einer geringeren Festigkeit im Vergleich zum Ausgangsmaterial führt. Chiba et al. (2011) untersuchten die Möglichkeit der Wiederverwendung von Aluminiumspänen durch Fließpressen und Kaltwalzen. Dafür wurden Späne einer Al-Si Gusslegierung (AC4CH) zu Blöcken kompaktiert und durch Fließpressen zu rechteckigen Profilen mit variierenden Seitenverhältnissen bei gleichem Pressverhältnis gepresst. Nach einer Wärmebehandlung der Profile wurden diese in einem mehrstufigen Kaltwalzprozess zu 1 mm dünnen Streifen gewalzt. In Zugversuchen konnte nachgewiesen werden, dass die fließgepressten Profile höhere mechanische Festigkeiten als die ursprüngliche Aluminiumlegierung aufweisen, was auf eine ausreichende Bindung zwischen den einzelnen Spänen hindeutet. Durch das zusätzliche Walzen der Profile kann die Zugfestigkeit um insgesamt 17 % gesteigert werden. Insgesamt wird durch die Recyclingprozesse Fließpressen und Walzen jedoch die Duktilität des Materials im Vergleich zum Ausgangsmaterial um 50 % verringert. Die Abmessungen der gewalzten Profile sind mit einer Breite von $b = 18$ mm ebenfalls sehr gering.

Suzuki et al. (2007) erforschten die Prozesse Strangpressen und Warmwalzen unterschiedlicher Spanformen und Spangrößen der Aluminiumlegierung EN AW-6061. Zusätzlich zum herkömmlichen Walzen wurde das Differential Speed Rolling (DSR) verwendet, ein Walzprozess bei dem Walzen mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten angetrieben werden. Durch Strangpressen wurden Rechteckprofile (Maße: 5 mm x 45 mm) hergestellt und durch Warmwalzen (60 % Dickenreduktion) und Fräsen der Oberfläche (auf 1,5 mm) in der Dicke reduziert. Alle Proben wurden durch Lichtmikroskopie, REM, Röntgenstrukturanalyse, Zugversuche und Korrosionstests charakterisiert. Die Ergebnisse zeigen kleinere Korngrößen im Vergleich zu Profilen aus nicht recyceltem Material. Hieraus resultieren ähnliche mechanische Eigenschaften und Korrosionsbeständigkeiten. Bei den DSR-verarbeiteten Profilen konnte eine Verbesserung des Erscheinungsbildes festgestellt werden, da die Spangrenzen im Gegensatz zu den konventionell gewalzten Profilen nicht mehr zu erkennen waren. Sugiyama et al. (2010) mischten Aluminiumspäne (EN AW-2011) mit Kupferspänen und konsolidierten diese durch Strangpressen zu Rechteckprofilen. Diese wurden anschließend durch mehrere Walzschritte gewalzt und dienten aufgrund der unterschiedlichen Färbungen der einzelnen Späne als Designelement. Einen ersten Ansatz zur direkten Wiederverwertung von Aluminiumspänen zu Blechen wurde von Allwood et al. (2010) untersucht. Durch Spänestrangpressen wurden rechteckige Profile hergestellt und anschließend gewalzt. Zwischen den einzelnen Walzstichen mussten die Blechkanten beschnitten werden. Das Tiefziehen von Rohlingen zu Näpfen hatte jedoch nur begrenzten Erfolg. Nur einer von

vier Näpfen konnte erfolgreich hergestellt werden, was auf eine geringe Umformbarkeit der Bleche schließen lässt. Weitere Arbeiten wurden von Kore et al. (2017) durchgeführt. Zerkleinerte Aluminiumspäne der Legierung EN AW 6082 wurden nach einer Wärmebehandlung sowohl kalt als auch warm zu rechteckigen Platten kompaktiert und anschließend durch einen Warmwalzprozess weiterverarbeitet. Für die Erzielung der gewünschten Blechdicke wurde die Dicke der Platten um 90 % reduziert wofür mehrere Walzschritte mit einer Vielzahl an Abstichen erforderlich waren sowie ein zwischengeschalteter Wärmebehandlungsschritt. Die Untersuchung der Mikrostruktur ergab eine gute Verschweißung der Späne. Nachdem die Bleche geglüht wurden, konnten durch Tiefziehen Näpfe mit konstanten Wandstärken und ohne Einschnüren gefertigt werden.

2.5 Energiebedarf und Emissionen

Energie wird bereits bei der Werkstoffgewinnung eingesetzt und ist ein Produktionsfaktor, ohne den die Herstellung von Produkten mit Hilfe von Prozessen nicht möglich wäre. Allerdings sind Energie- und Rohstoffquellen nur begrenzt verfügbar. Eine effiziente Energienutzung und ein optimierter Einsatz von Rohstoffen unter hoher Werkstoffausnutzung ist deshalb für fertigungstechnische Verfahren essentiell. Zunehmend gewinnt auch die Frage nach der Recyclingfähigkeit von Werkstoffen an Bedeutung (Herlan, 1993).

Für die Aluminiumgewinnung wird heute ein zweistufiger Prozess genutzt. In der ersten Stufe wird aus dem Rohstoff Bauxit reines Aluminiumoxid nach dem Bayer-Verfahren isoliert. In der zweiten Stufe erfolgt die Herstellung von Primäraluminium durch Schmelzflusselektrolyse nach dem Hall-Heroult-Prinzip (Kammer, 2012). Der Prozess hat insgesamt einen hohen Ressourcenverbrauch. Aus ca. 4,5 t Bauxit können ca. 2 t Aluminiumoxid gewonnen werden, das für die Produktion von 1 t Primäraluminium benötigt wird (International Aluminium Institute, 2017). Ungeachtet dessen, steigt die Nachfrage nach Aluminium seit Jahren rapide an, was sich an den Produktionszahlen ablesen lässt. Waren es im Jahr 1989 noch 19 Millionen Tonnen Aluminium, die weltweit produziert wurden, ist die Zahl auf 64 Millionen Tonnen im Jahr 2019 angestiegen (International Aluminium Institute, 2020). Dies macht Aluminium zum zweithäufigsten verwendeten Metall nach Stahl.

Der Produktionsprozess ist sehr energieintensiv und verbraucht 3,5 % des weltweiten Stroms und verursacht 1 % der globalen CO₂-Emissionen. Der Großteil der Energie wird für die Elektrolyse aufgewendet und ca. 80 % der CO₂-Emissionen entfallen auf die Prozesse Bauxitabbau, Aluminiumoxidraffination und Elektrolyse (Cullen und Allwood, 2013). Der Energiebedarf und die Treibhausgasemissionen (GHG – Greenhouse Gas) für die Produktion 1 t Aluminiumprofil in Europa sind in **Bild 2.18** dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Verwendung von Primäraluminium einen hohen Energiebedarf von 156 GJ hat und Treibhausgase in Höhe von 7380 kg CO₂-Equivalenten freisetzt.

Die Verwendung von Sekundäraluminium, also wiedereingeschmolzenes und wieder-aufbereitetes Aluminium senkt hingegen die Werte um 80 % ab.

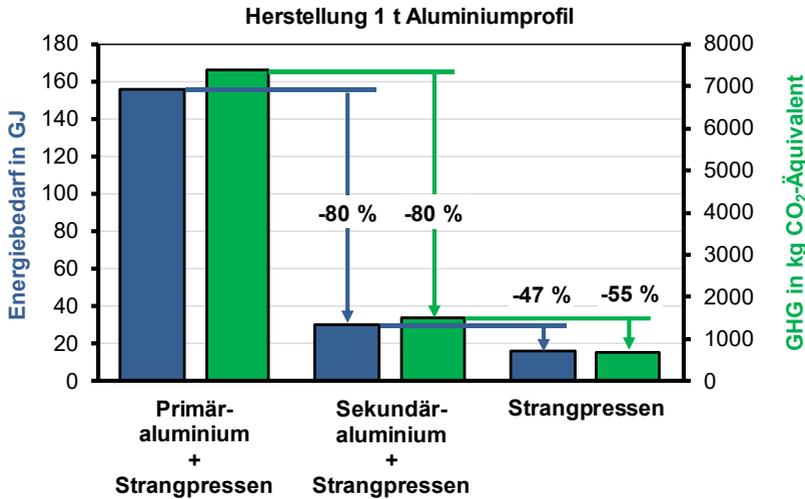


Bild 2.18: Energiebedarf und Treibhausgasemissionen bei der Herstellung 1 t Aluminiumprofil bei Verwendung unterschiedlichen Ausgangsmaterials (European Aluminium Industry, 2018)

Dennoch stehen auch für die Aluminiumindustrie die Reduzierung des Energiebedarfs und der Emissionen aufgrund einzuhaltender Klimaziele im Fokus. Aus diesem Grund wurden unterschiedliche Ansätze in diversen Publikationen vorgestellt, z. B. die Wiederverwendung von Aluminiumbauteilen am Ende der Produktlebensdauer (Cooper und Allwood, 2012) oder eine effizientere Energie- und Materialnutzung (Allwood und Cullen, 2015). Ein weiterer Ansatz ist der bereits beschriebene Prozess des Solid State Recycling. Dufflou et al. (2015) zeigen, dass durch die direkte Wiederverwertung von Aluminiumspänen und -schrotten, u. a. durch das Spänestrangpressen, eine deutliche Reduktion des Energiebedarfs erzielt werden kann. Allwood et al. (2010) belegen ebenfalls das Potential des Spänestrangpressens als Hauptalternative zum Recycling von Aluminiumspänen. In Bild 2.18 ist zu erkennen, dass die Verwendung des Strangpressprozesses unter Einsatz bspw. von Spänen als Ausgangsmaterial eine weitere Reduzierung des Energiebedarfs um 47 % und der Treibhausgasemissionen um 55 % bei der Herstellung von Aluminiumprofilen ermöglichen würde.

Ein weiterer Aspekt ist der Materialverlust, der beim Wiedereinschmelzen insbesondere von Spänen aufgrund des großen Oberfläche-zu-Volumen-Verhältnisses entsteht. Er be-

trägt etwa 17,5 %, abhängig von der verwendeten Technologie zum Wiedereinschmelzen. Dies bedeutet auch einen hohen finanziellen Verlust (Grayson, 2017). Hinzu kommt, dass der Verkaufspreis der Späne nur ca. 30 % des Wertes des Sekundäraluminiums beträgt (Puga et al., 2009). Alleine im Jahr 2017 wurden über 26 Millionen Tonnen Schrott bei der Verarbeitung durch Walzen und Strangpressen produziert, die dementsprechend recycelt werden mussten (Bertram et al., 2017).

2.6 Fazit

Das Spänestrangpressen ist als direktes Recyclingverfahren geeignet, um aus kompakten Aluminiumspänen Halbzeuge und Profile mit komplexen Geometrien herzustellen. Die Vorteile gegenüber anderen Solid-State-Recyclingverfahren sind eine einfache Prozessführung, vielfältige Profilgeometrien, eine hohe Produktivität sowie hohe Umformgrade und erreichbare Drücke. Die letztgenannten kritischen Größen, beeinflussen das Aufbrechen der die Späne bedeckenden Oxidschichten sowie die Verschweißung der Späne und damit die mechanischen Eigenschaften. Die Ergebnisse der bisherigen Forschungsarbeiten zeigen, dass durch die Anpassung der Prozessparameter Einfluss auf die Verschweißung und damit die mechanischen Eigenschaften genommen werden kann. Die wichtigsten Parameter sind das Werkzeugdesign, das Pressverhältnis sowie Pressgeschwindigkeit und Temperatur. Bei geeigneter Parametereinstellung lassen sich gute mechanische Eigenschaften erzielen, die jedoch maximal 90 % der mechanischen Eigenschaften von Profilen basierend auf Gussmaterial erreichen. Teilweise große Streuungen der mechanischen Eigenschaften machen eine Anwendung der Profile im sicherheitsrelevanten Bereich jedoch herausfordernd, da die Zuverlässigkeit nicht vorhersagbar ist. Zusätzlich existieren wenige Untersuchungen zur Dauerfestigkeit spänebasierter Profile. Die umformtechnische Weiterverarbeitung spänebasierter Profile ist ebenfalls weitestgehend unerforscht.

Die Auswertung der Produktionszahlen zeigt, dass ein Großteil des Aluminiums zu Walzerzeugnissen (v. a. Bleche) und den daraus durch Tiefziehen oder Biegen hergestellten Bauteilen weiterverarbeitet wird. Hier finden sich vielfältige Produkte und Anwendungen in allen Marktsegmenten. Die Herstellung von Blechen durch die Verfahrenskombination Strangpressen und Aufweiten anstatt des klassischen Walzens ist prinzipiell möglich, wie einige Arbeiten zur Magnesiumblechherstellung demonstrieren. Bei der Analyse der Energiebilanz und Emissionsfreisetzung zur Herstellung von Aluminiumprodukten zeigen sich deutliche Unterschiede in Abhängigkeit des eingesetzten Materials. Durch das direkte Recycling von Aluminiumspänen durch Strangpressen ist eine Reduzierung des Energiebedarfs und der Treibhausgasemissionen von bis 50 % realisierbar.

3 Zielsetzung

Die direkte Verwertung von Aluminiumspänen zu Profilen durch das Spänestrangpressen stellt eine ressourcenschonende Alternative zum konventionellen Recycling dar, da der energieintensive und mit Materialverlust verbundene Prozess des Wiedereinschmelzens eingespart wird. Aus dem Stand der Kenntnisse ist bekannt, welchen Einfluss Parameter wie Werkzeugdesign, Pressverhältnis und Blocktemperatur beim Spänestrangpressen auf die Profile und deren Eigenschaften haben. Die Herstellung von Blechen aus Aluminiumspänen sowie die Weiterverarbeitung spänebasierter Profile in Umformprozessen ist bisher jedoch nicht untersucht worden. Spänebasierte Bleche und deren Umformung zu Tiefzieh- oder Biegebauteilen würden das Spektrum des direkten Aluminiumrecyclings maßgeblich erweitern, da bis zu 45 % des produzierten Aluminiums zu Walzerzeugnissen verarbeitet wird.

Das Ziel dieser Arbeit ist die Erforschung einer neuen Prozesskette zur Herstellung von Blechen durch das direkte Recycling von Aluminiumspänen. Die Bleche werden hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften sowie ihrer Eignung zur Weiterverarbeitung in Umformprozessen analysiert. Zur Erreichung des übergeordneten Ziels ist die Arbeit in vier Bereiche gegliedert, die jeweils einem Kapitel entsprechen. Die Struktur und das Vorgehen in dieser Arbeit sind in **Bild 3.1** dargestellt und werden im Folgenden beschrieben.

In **Kapitel 4** wird untersucht, wie sich durch die Kombination der Prozesse Strangpressen, Aufweiten und Walzen, Bleche direkt aus Aluminiumspänen herstellen lassen. Die Späne und kompaktierten Blöcke werden charakterisiert und das Werkzeugdesign und die Strangpressparameter festgelegt. Die Schritte des Aufweitens und Walzens werden ausgelegt und verschiedene Wärmebehandlungen ausgewählt.

Um die Verschweißqualität nach den einzelnen Prozessschritten in Abhängigkeit ihrer Parameter vorhersagen zu können wird in **Kapitel 5** ein analytisches Modell zur Analyse der Verschweißqualität aufgestellt und validiert. Der Einfluss der Profilgeometrie, des Werkzeugdesigns, der Strangpressparameter und des Walzens auf die Verschweißung der Späne wird erforscht.

In **Kapitel 6** wird der Einfluss der Prozessschritte auf die mechanischen Eigenschaften und auf das Gefüge der Bleche beschrieben. Dafür wird die Streuung der mechanischen Eigenschaften der Profile und Bleche analysiert und untersucht wie durch eine Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften und die Umformbarkeit der Bleche gezielt eingestellt und gesteigert werden können.

Das Potential der spänebasierten Bleche zur weiteren Umformung durch Biegen und Tiefziehen wird in **Kapitel 7** gezeigt. Die Existenz eines richtungsabhängigen Materi-

alverhaltens bei der weiteren Umformung wird bestimmt und die Grenzen der Weiterverarbeitung in den grundlegenden Umformprozessen Biegen und Tiefziehen identifiziert.

Um die mechanischen Eigenschaften und die Grenzen der umformtechnischen Weiterverarbeitung der spänebasierten Bleche bewerten zu können, erfolgen die Untersuchungen stets im Vergleich zu Blechen, die aus Gussblöcken mit der gleichen Prozesskette hergestellt werden.

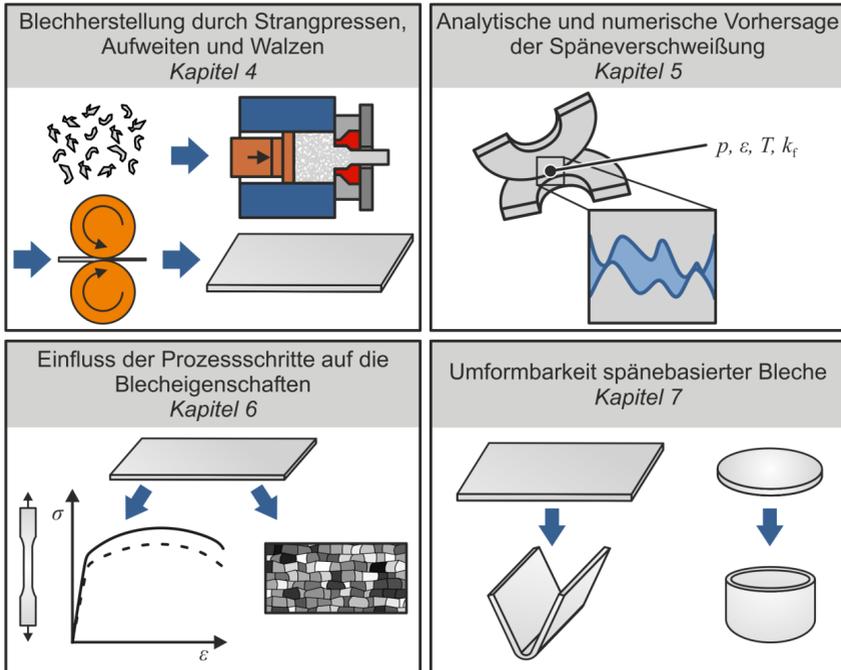


Bild 3.1: Vorgehen zur Realisierung von Blechen aus Aluminiumspänen und deren Charakterisierung

Eine erfolgreiche Umsetzung könnte zur Erreichung der Ziele der Aluminiumindustrie beitragen. So soll zur nachhaltigen Herstellung von Aluminiumprodukten eine Reduzierung der Treibhausgasemissionen durch eine 100-prozentige Nutzung von Schrotten erfolgen und Materialverluste beim Recycling eliminiert werden (International Aluminium Institute, 2021)

4 Blechherstellung durch Strangpressen, Aufweiten und Walzen

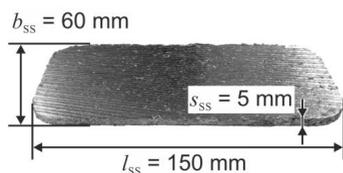
Die Herstellung von Blechen aus Spänen wird zunächst anhand des direkten Walzens von Spänen analysiert. Darauf aufbauend erfolgt die Vorstellung, Auslegung und Erforschung einer neuen alternativen Prozesskette zur Herstellung spänebasierter Bleche. Die Prozesskette umfasst die einzelnen Schritte Strangpressen der Späne zu einem offenen Profil und anschließendem Aufweiten sowie einer weiteren Blechdickenreduzierung durch Walzen. Es werden die Späne, die daraus kompaktierten Blöcke, das Werkzeugdesign für unterschiedliche Profilgeometrien und die experimentellen Ergebnisse der einzelnen Prozessschritte beschrieben.

4.1 Direktes Walzen von Aluminiumspänen

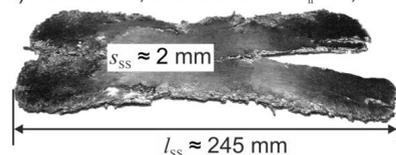
Die effizienteste Herstellung von Blechen aus Aluminiumspänen wäre durch das direkte Walzen der Späne zu Blechen realisierbar. Hierfür müssten die Späne kompaktiert bzw. prozessierbar sein, um anschließend durch den Walzprozess verschweißt zu werden. So ließen sich durch das direkte Zuführen der Späne in den Walzspalt Bleche herstellen.

Für experimentelle Untersuchungen wurden spänebasierte Scheiben aus kompaktierten EN AW-6060-Spänen ($l_{ss} = 150 \text{ mm}$, $b_{ss} = 60 \text{ mm}$) mit einer Dicke von $s_{ss} = 5 \text{ mm}$ gewalzt (**Bild 4.1a**) bei einer Drehzahl der Walzen von $U_{\text{Walzen}} = 7 \text{ min}^{-1}$. Das Walzen der spänebasierten Scheiben erfolgte durch Kaltwalzen sowie nach dem Erhitzen auf $400 \text{ }^\circ\text{C}$. Beim Walzprozess erfolgte eine Dickenreduzierung um 60% in 2 Walzschritten. Die Ergebnisse der Walzexperimente zeigen eine unzureichende Verbindung der Aluminiumspäne. Die Dehnung und der Druck während des Walzprozesses reichen nicht aus, um die einzelnen Späne zu verschweißen. Es kann lediglich eine Zunahme der Verdichtung der Späne beobachtet werden, jedoch keine Verschweißung.

a) Spänescheibe



b) Kaltwalzen, Stichabnahme $\epsilon_h = 0,6$



c) Walzen $400 \text{ }^\circ\text{C}$, Stichabnahme $\epsilon_h = 0,72$

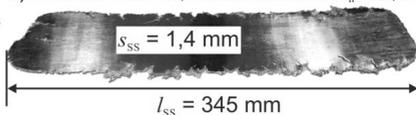


Bild 4.1: Direktes Walzen von Aluminiumspänen (EN AW-6060)

Bei den Kaltwalzversuchen reißen die Späne auseinander und es sind kleine und große Risse zu erkennen (**Bild 4.1b**). Durch das Erhitzen auf 400 °C können große Risse vermieden werden, Risse an den Rändern bleiben jedoch bestehen. Eine weitere Stichabnahme um 30 % zur Erzeugung höherer Dehnungen resultiert jedoch ebenfalls in einem Aufreißen der Späne (**Bild 4.1c**). Die Herstellung eines homogenen Blechs durch direktes Walzen von verdichteten Aluminiumspänen konnte somit nicht realisiert werden. Die erforderliche Oberflächenvergrößerung der Späne ist nicht hoch genug und der auftretende Druck reicht nicht aus, um die Späne zu verschweißen.

4.2 Neue Prozesskette zur Herstellung spänebasierter Bleche

Zur Herstellung spänebasierter Bleche war daher die Auslegung einer neuen Prozesskette (**Bild 4.2**) notwendig, die zum einen eine Verschweißung der Aluminiumspäne ermöglicht und zum anderen Bleche mit ausreichend großen Abmessungen erzeugt, die eine weitere umformtechnische Verarbeitung zulassen. Zur Realisierung der Prozesskette wurden die bereits im Stand der Kenntnisse vorhandenen Möglichkeiten zur Produktion von Magnesiumblechen durch die Verfahren Strangpressen und anschließend Aufweiten analysiert. Eine Adaption für die Herstellung spänebasierter Bleche ist umsetzbar und bietet folgenden Vorteil: Durch die Verwendung des Strangpressprozesses zum direkten Recycling der Späne kann auf die bereits erarbeiteten Erkenntnisse hinsichtlich der Prozessauslegung für eine optimale Verschweißung der Aluminiumspäne zurückgegriffen werden. Hierzu zählen das Wissen über die entscheidenden Parameter Werkzeugdesign und Pressverhältnis sowie die erforderlichen Schritte zur Aufbereitung der Späne.

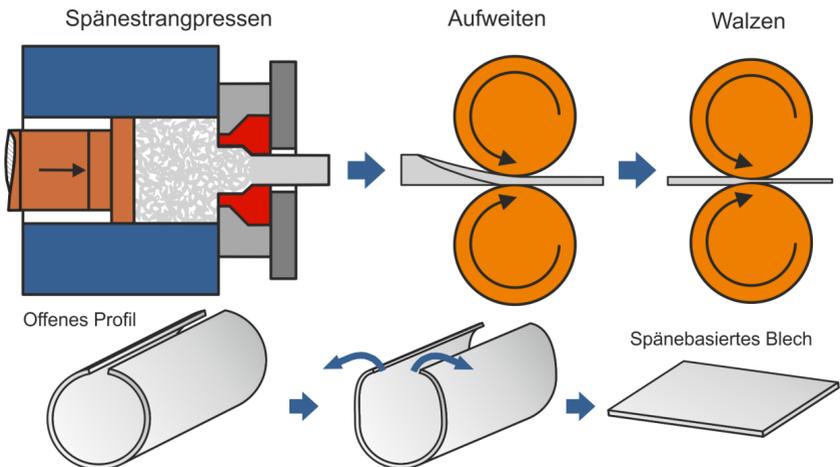


Bild 4.2: Neue Prozesskette zur Herstellung spänebasierter Bleche

Die neue Prozesskette besteht dementsprechend aus den Schritten Strangpressen von Aluminiumspänen zu einem offenen Profil, Aufweiten des Profils zu einem Blech sowie anschließendem Walzen der Bleche zur Einstellung der finalen Blechdicke. Das Aufweiten der stranggepressten Profile erfolgt ebenfalls mittels Walzen, allerdings wird der Walzspalt dabei entsprechend der Wandstärke des Strangpressprofils eingestellt, sodass die Profile lediglich zu einem Blech aufgeweitet werden und keine Reduzierung der Blechdicke erfolgt. Das Strangpressen bietet weitere Vorteile, wie eine flexible Gestaltung der Profilgeometrie und Verwendung herkömmlicher Strangpressen und Werkzeuge. Auch das Walzgerüst zum Aufweiten der Profile zu Blechen und der Walzprozess an sich bedürfen keiner weiteren technischen Anpassung wie etwa speziellen Vorrichtungen. Die Auslegung und Durchführung der einzelnen Prozessschritte wird in den folgenden Abschnitten beschrieben. Dabei wird auf die verwendeten Parameter und die hergestellten Profile detailliert eingegangen.

4.3 Strangpressen von Aluminiumspänen

Im ersten Prozessschritt der neuen Prozesskette erfolgte die Herstellung spänebasierter Profile durch die vier in **Bild 4.3** dargestellten Schritte. Im ersten Schritt werden Späne durch Abdrehen des Ausgangsmaterials (EN AW-6060 Aluminiumstangen) hergestellt. Anschließend im zweiten Schritt werden die Späne zu zylindrischen Blöcken mit einer hydraulischen Presse kalt kompaktiert. Drittens erfolgt die Homogenisierung der kompaktierten Späneblöcke in einem Elektroofen. Im vierten Schritt werden die kompaktierten Späneblöcke durch direktes Strangpressen zu Profilen verarbeitet. Die einzelnen Schritte werden im Folgenden erläutert.

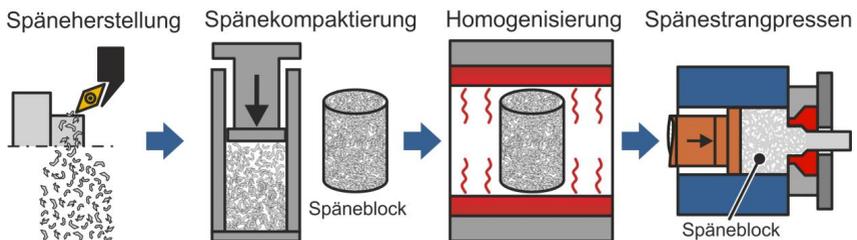


Bild 4.3: Herstellung spänebasierter Aluminiumprofile

4.3.1 Späneherstellung und -charakterisierung

In den experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit wurde eine EN AW-6060 Aluminiumlegierung verwendet. Diese hat als Hauptlegierungselemente Magnesium und Silizium sowie verschiedene Begleitelemente. Die chemische Zusammensetzung, die durch optische Emissionsspektroskopie analysiert wurde, ist in **Tabelle 4.1** angegeben.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung in Masse-% der verwendeten EN AW-6060 Legierung

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sonstige	Al
0,44	0,21	0,02	0,05	0,39	0,00	0,011	0,01	0,01	98,86

Die in dieser Arbeit verwendeten Späne wurden durch Längsdrehen des Stangenmaterials der EN AW-6060 Legierung hergestellt. Um eine Verunreinigung der Späne zu verhindern wurde der Drehprozess ohne Verwendung von Schmierstoff durchgeführt und zunächst die Gushaut der Stangen abgedreht und aussortiert. Lange spiralförmig geformte Späne wurden ebenfalls aussortiert. Die zur Späneherstellung verwendeten Drehparameter sind in **Tabelle 4.2** angegeben.

Tabelle 4.2: Drehparameter zur Späneherstellung

Drehparameter	Wert
Wendeschneidplatte	VCGX 160404-Al H10
Schnittgeschwindigkeit	$v_c = 400$ m/min
Vorschub	$f = 0,5$ mm
Schnitttiefe	$a_p = 2,25$ mm

Die hergestellten Späne wurden hinsichtlich ihrer Geometrie und Härte untersucht. Dafür wurden neun Stichproben zu jeweils 10 g Spänen entnommen und die sich darin befindenden Spanformen in drei Gruppen eingeteilt. Dabei zeigt sich, dass mehr als 85 % der Späne die gleiche Form aufweisen, weshalb diese als die vorherrschende Spanform definiert wurde. Die Form kann als halber Ellipsenring beschrieben und damit die Geometrie vermessen werden. Hierfür wurde aus jeder Stichprobe jeweils ein Span (insgesamt neun Späne) vermessen. In **Bild 4.4** sind die geometrische Approximation und ein Span sowie die zugehörigen mittleren Abmessungen dargestellt.

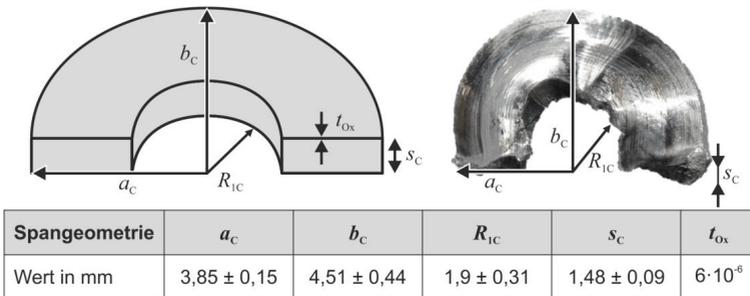


Bild 4.4: Geometrische Beschreibung der Späne und Abmessungen

Die Härtemessung wurde nach Vickers auf einem Shimadzu HMV-G21D mit einem Vickers-Diamanteindringkörper nach DIN EN ISO6507-1:2005 durchgeführt. Es wurde eine Belastungskraft von 1,961 N (d. h. HV0,2) aufgebracht und eine Haltezeit von 10 s bei Raumtemperatur angewendet. Dieses Verfahren wurde für alle Härtemessungen in dieser Arbeit verwendet. Der durchschnittliche Härtewert ist ein Mittelwert aus insgesamt neun Messungen, wobei jeweils dreimal an drei verschiedenen Spänen gemessen wurde. Die durchschnittliche Härte der Späne nach dem Drehen betrug 79 ± 2 HV0,2. Die hohe Härte ist auf die Kaltverfestigung während der Zerspanung zurückzuführen.

Zusätzlich wurde die Dicke der Oxidschicht auf den Spänen bestimmt, da diese einen Einfluss auf die Verschweißung der Späne während des Strangpressens hat und für die analytische Berechnung der Späneverschweißung in Kapitel 5 benötigt wird. Mit Hilfe der Photoelektronenspektroskopie (XPS) kann die atomare Zusammensetzung der Oberfläche einer Probe quantitativ bestimmt werden. Die Messung wurde mit einem Gerät der Firma Thermo VG Scientific, Typ K-Alpha, durchgeführt. Für die Anregung wurde monochromatische Al-K α -Röntgenstrahlung verwendet (75 W, 400 μ m Spotgröße, Pass-Energie 80eV). Mit Hilfe der Messung wurde eine Aluminiumoxidschichtdicke $t_{\text{Ox}} = 6$ nm auf den Spänen bestimmt.

4.3.2 Blockherstellung und -charakterisierung

Zur einfachen Handhabung der Späne und für die Weiterverarbeitung im Strangpressprozess wurden die Späne im nächsten Schritt zu Blöcken kompaktiert. Die Kompaktierung der Späne wurde wie im Stand der Kenntnisse bereits dargestellt, hinsichtlich der zu erzielenden relativen Dichte untersucht. Es zeigte sich, dass durch eine schwimmende Lagerung der Kompaktierzylinder oder unter Verwendung mehrerer Kompaktierlagen die relative Dichte der Späneblöcke erhöht werden kann. Eine Erhöhung der Anzahl der Kompaktierlagen hat jedoch keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der spänebasierten Profile (Misiolak et al., 2012). Trotzdem sollte eine möglichst hohe relative Dichte der Späneblöcke erzielt werden, um zum einen den Sauerstoffgehalt in den Späneblöcken zu reduzieren und zum anderen die Ausbringung an Strangpressprofil zu steigern.

Die Kompaktierung der Späne wurde durch einen Stempel und einen Stahlzylinder mit einem Innendurchmesser von 100 mm durchgeführt. Es wurden 2100 g Späne verwendet, die bei der Kompaktierung mit drei Lagen gleichmäßig auf drei Portionen mit jeweils 700 g aufgeteilt wurden. Die einzelnen Portionen wurden nach jedem Hub in den Zylinder gefüllt. Nach dem Auspressen der kompaktierten Späneblöcke wurde die Länge gemessen. Zur Berechnung der relativen Dichte der Späneblöcke, wurde die Masse von 2100 g der Späneblöcke durch das Volumen geteilt und anschließend auf die theoretische Dichte von Aluminium von $\rho = 2,7$ g/cm³ bezogen. Unter Verwendung von

drei Lagen konnte eine relative Dichte von 72 % erzielt werden, allerdings war die Verbindung der einzelnen Lagen nicht ausreichend, sodass die Späneblöcke bei der weiteren Verarbeitung im Spänestrangpressprozess auseinanderbrachen. Aufgrund dessen wurde die Kompaktierung mit einem einzigen Stempelhub realisiert. Hierbei konnte jedoch keine ausreichend hohe relative Dichte der Späneblöcke erzielt werden (68 %), da die Presskraft (1000 kN) der verwendeten Hydraulikpresse (Schuler Hydrap GmbH & Co. KG, hydraulische Einständer-Ziehpresse HPSZK 100-1025/650) nicht ausreichte. Durch die Verwendung einer höheren Kraft von 2000 kN zur Kompaktierung (Müller Weingarten AG, hydraulische Ziehpresse BZE 1000-30.1.1), konnte die relative Dichte gesteigert werden, jedoch kam es zu einer Kaltverschweißung der Späne innerhalb des Stahlzylinders, sodass ein fehlerfreies Auspressen der Späneblöcke nicht realisierbar war. Die Kompaktierung erfolgte deshalb auf einer industriellen Brikettierpresse RUF18.5 der Firma RUF Maschinenbau GmbH & Co. KG. Es wurden Späneblöcke mit einem Durchmesser von $d_{\text{Block}} = 100 \text{ mm}$ und einer Länge von $l_{\text{Block}} = 116 \text{ mm}$ hergestellt, die eine relative Dichte von 85 % aufweisen. Die verwendete Kraft betrug $3,7 \text{ t/cm}^2$, was 2905 kN entspricht. Um den Einfluss der relativen Dichte auf die mechanischen Eigenschaften spänebasierter Profile zu untersuchen wurden Strangpressversuche unter Verwendung der in Abschnitt 4.3.5 beschriebenen Parameter durchgeführt.

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Profile wurden Standardzugversuche bei Raumtemperatur nach DIN EN ISO 6892-1: 2017-02 durchgeführt (Bild 4.5).

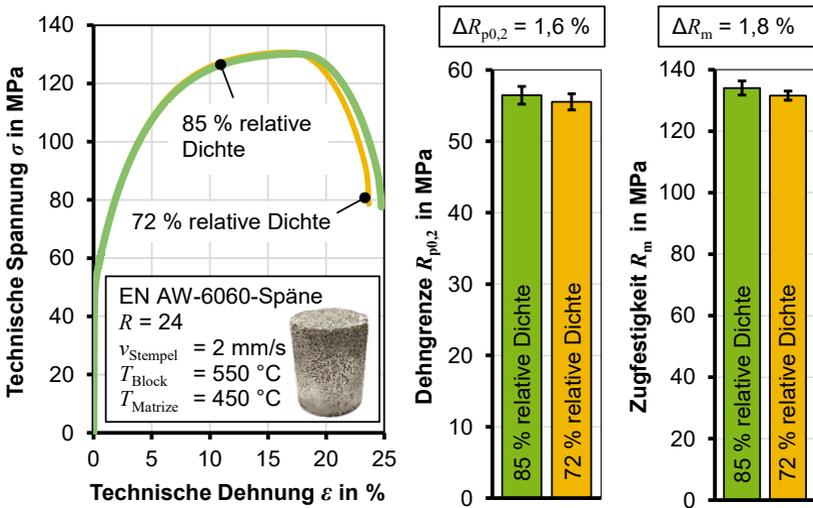


Bild 4.5: Einfluss der relativen Dichte der Späneblöcke auf die mechanischen Eigenschaften der Profile

Die Zugproben wurden durch Laserstrahlschneiden parallel zur Strangpressrichtung aus den Profilen entnommen und bis zum Bruch beansprucht. Ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften von Profilen, die aus den unterschiedlichen Blöcken ($\rho_B = 1,95 \text{ g/cm}^3$, 72 %, $\rho_B = 2,3 \text{ g/cm}^3$, 85 %) stranggepresst wurden zeigt, dass die relative Dichte im untersuchten Bereich nur einen minimalen Einfluss auf die Verschweißung hat. Sowohl die Spannungs-Dehnungs-Kurve ist nahezu identisch als auch die Dehngrenzen und Zugfestigkeiten unterscheiden sich nur minimal (Bild 4.5). Die Ergebnisse korrelieren somit mit denen von Misiolek et al. (2012).

Für alle weiteren Untersuchungen wurden die Späne mit Hilfe der industriellen Brikettierpresse der Firma RUF Maschinenbau GmbH & Co. KG kompaktiert. Die Parameter der Kompaktierung und die Eigenschaften der in dieser Arbeit verwendeten Späneblöcke sind in **Tabelle 4.3** dargestellt. Die höhere relative Dichte der Späneblöcke wurde zur Verringerung des Sauerstoffgehalts in den Blöcken und der größeren Profilausbringung durch den Strangpressprozess gewählt.

Tabelle 4.3: Parameter der Kompaktierung und erzielte Blockeigenschaften

Parameter Kompaktierung	Blockeigenschaften	Wert
industrielle Brikettierpresse RUF18.5	Gewicht	2100 g
Kompaktierkraft: $3,7 \text{ t/cm}^2 \triangleq 2905 \text{ kN}$	Durchmesser	100 mm
Kaltkompaktierung bei Raumtemperatur	Länge	$\approx 116 \text{ mm}$
	Relative Dichte	$\approx 85 \%$

Zur Untersuchung der Dichte des aufgestauchten Späneblocks im Rezipienten wurde die Porosität des Blockes mittels Computertomographie-Aufnahmen ermittelt. Für die CT-Untersuchungen wurden aufgrund des begrenzten Bauraums und der maximalen Durchstrahlungstiefe von Aluminium Späneblöcke mit einem Durchmesser von $d_{\text{Block}} = 60 \text{ mm}$ und einer relativen Dichte von 82 % verwendet. Die Blöcke wurden auf 550 °C erwärmt und in der 2,5 MN Strangpresse Collin LPA250t im Rezipienten aufgestaucht und verdichtet. Für die Untersuchung wurde der Versuch gestoppt, sobald der Profilanfang aus der Matrize austrat und der aufgestauchte und verdichtete Späneblock extrahiert (**Bild 4.6a**). Ein Viertel des aufgestauchten Späneblocks wurde herausgetrennt und Aufnahmen mittels Computertomographie erstellt. Die Aufnahmen wurden auf einem Nikon XT H 160 System erstellt und die Porositätsanalyse mit Hilfe der Software VGSTUDIO MAX 3.2 ausgewertet¹ (verwendete Parameter: minimal Größe: 75 voxels, maximale Größe: 8 mm, Abweichungsfaktor -0,5, Kanten-Offset: 0,25 mm). Das gesamte Porenvolumen betrug $15,29 \text{ mm}^3$ welches im Verhältnis zum Blockvolumen von

¹ Die Auswertung erfolgte an der Technischen Hochschule Georgia Institute of Technology durch Elliott Jost.

34.160 mm³ eine Blockdichte von 99,96 % ergibt. Dies bedeutet, dass der Späneblock innerhalb des Rezipienten nahezu vollständig verdichtet wird und nur geringe Luftfeinschlüsse aufweist.

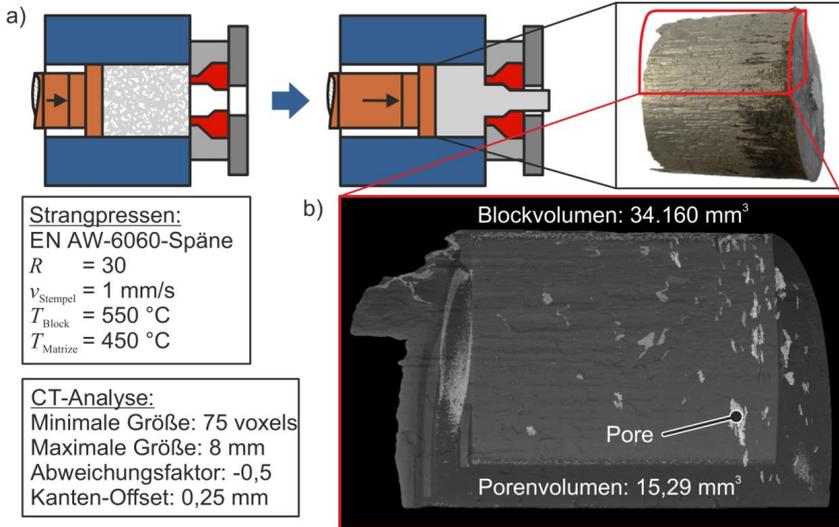


Bild 4.6: Analyse der Verdichtung der Späneblöcke während des Strangpressens:
 a) Aufstauchen des Späneblocks im Rezipienten, b) CT-Aufnahme

Basierend auf dieser Erkenntnis konnte die Simulation des Strangpressprozesses wie in Anhang B beschrieben mit einem vollverdichteten Block ohne Berücksichtigung von Porosität erfolgen. Zudem werden dadurch die Simulationen hinsichtlich des Einfluss der Anfangsporosität und deren Entwicklung während des Strangpressprozesses validiert (Anhang A). In **Bild 4.6b** sind die Poren und deren Verteilung innerhalb des Späneblockes zu erkennen. Die Poren haben insgesamt eine runde und flache Form und befinden sich vor allem im Randbereich und an der der Matrizenöffnung zugewandten Seite des Blockes.

4.3.3 Homogenisierung der Blöcke

Die Aluminiumspäne sind während des Zerspanungsprozesses und der Kompaktierung zu Blöcken einer starken plastischen Verformung ausgesetzt, wodurch diese kaltverfestigen. Aus diesem Grund müssen die spänebasierten Blöcke vor dem Strangpressen homogenisiert werden, um spänebasierte Blöcke mit homogenen mechanischen Eigenschaften zu erhalten. Die notwendige Dauer zur Homogenisierung des Gefüges der Späneblöcke sowie die Temperatur wurden basierend auf den Ergebnissen der Untersuchungen von Haase (2013) gewählt. In einem Elektroofen wurden die Blöcke auf 550 °C

erhitzt und für sechs Stunden bei dieser Temperatur gehalten. Die Homogenisierungstemperatur von 550 °C liegt dabei über der Lösungsglüh-temperatur der Legierung EN AW-6060, sodass Magnesium- und Siliziumausscheidungen aufgelöst werden. Zum Vergleich wurden Gussblöcke als Referenz bei den gleichen Bedingungen homogenisiert. Die Mikrostruktur wurde durch lichtmikroskopische Aufnahmen unter polarisiertem Licht mit einem Zeiss Axio Imager.M1m und einer Zeiss AxioCam MRc untersucht. Die Proben wurden für die Gefügeuntersuchungen mit SiC-Papier mechanisch geschliffen (Körnung 320, 800, 1200, 2000 und 4000 für jeweils 60 Sekunden) und für 60 s mit $3\text{ }\mu\text{m}$, $1\text{ }\mu\text{m}$ und kolloidalem Siliziumoxid poliert. Die polierten Proben wurden elektrolytisch mit einer Ätzung nach Barker bei einer Spannung von $U = 25\text{ V}$ für 180 s auf einem Struers LectroPol-5 geätzt. Dieses Verfahren wurde für alle lichtmikroskopischen Untersuchungen in dieser Arbeit verwendet. Das Gefüge der Gussblöcke nach sechs Stunden Homogenisierungsdauer bestand aus gleichmäßigen großen Körnern. Die durchschnittliche Korngröße der Gussblöcke beträgt $d_{\text{Korn}} = 130\text{ }\mu\text{m}$. Die Späneblöcke zeigen zum einen die deutlich sichtbaren Spangrenzen sowie kleine gleichmäßig geformte Körner. Die durchschnittliche Korngröße der Späneblöcke beträgt $d_{\text{Korn}} = 60\text{ }\mu\text{m}$ und ist somit 54 % geringer im Vergleich zur durchschnittlichen Korngröße der Gussblöcke, aufgrund der starken Verformung während der Zerspanung. Dennoch kann von einem ähnlichen Ausgangszustand zwischen Gussblöcken und Späneblöcken nach der Homogenisierung ausgegangen werden. Anhand der Mikroskopiebilder in **Bild 4.7** ist darüber hinaus ersichtlich, dass während der Verdichtung und des Aufstauens des Blocks im Rezipienten die Dehnungen und Drücke nicht ausreichen, um eine Verschweißung der Späne zu verursachen, da die Spangrenzen deutlich sichtbar sind.

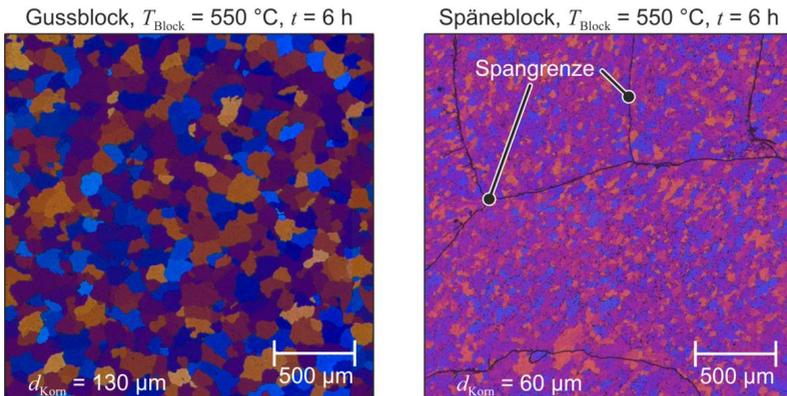


Bild 4.7: Gefüge der homogenisierten Blöcke

Die Härte der Guss- und Späneblöcke wurde nach der Homogenisierung ebenfalls gemessen, um ihren Einfluss auf die Kaltverfestigung zu ermitteln (**Bild 4.8**). Die Härte

der Gussblöcke im Ausgangszustand beträgt $59 \pm 1 \text{ HV}_{0,2}$ und bleibt nach der Homogenisierung gleich ($58 \pm 2 \text{ HV}_{0,2}$). Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Blöcke bereits nach der Produktion vom Hersteller einer Homogenisierung unterzogen wurden. Bei den Späneblöcken war die Härte nach dem Drehen und Kompaktieren am höchsten, aufgrund der starken Verformung und Kaltverfestigung. Durch die Homogenisierung kann eine Abnahme der Härte der Späneblöcke auf $55 \pm 3 \text{ HV}_{0,2}$ erzielt werden, was auf die Annihilation von Versetzungen und die reduzierte Korngröße zurückgeführt werden kann. Die Guss- und Späneblöcke weisen nach der Homogenisierung vergleichbare Härten auf, sodass insgesamt von einem ähnlichen Ausgangszustand der Blöcke ausgegangen werden kann.

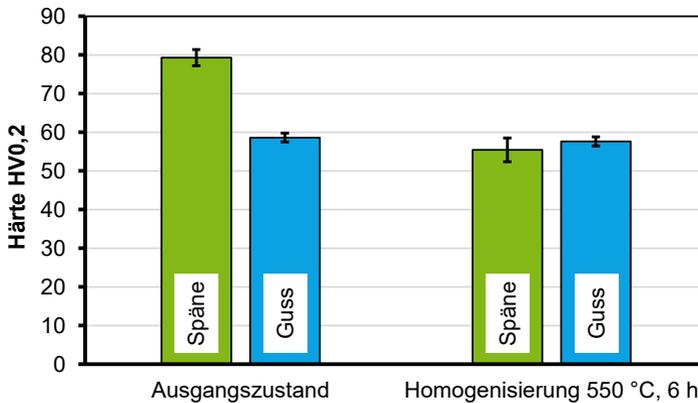


Bild 4.8: Härte der Späne- und Gussblöcke im Ausgangszustand und nach der Homogenisierung

4.3.4 Werkzeugdesign

Der entscheidende Faktor beim Spänenstrangpressen von Aluminiumspänen ist das Erreichen einer ausreichend hohen Verschweißung zwischen den einzelnen Spänen. Die Verschweißung entscheidet sowohl über den Prozessserfolg, d. h. die Herstellung eines makroskopisch fehlerfreien Profils, sowie die mechanischen Eigenschaften dieser, da die Qualität der Verbindung zwischen den einzelnen Spänen hierfür ausschlaggebend ist. Die Verwendung von Kammerwerkzeugen zur Herstellung von Hohlprofilen, bei denen eine Aufteilung des Werkstoffflusses in mehrere Stränge innerhalb des Werkzeugs erfolgt, hat, wie im Stand der Kenntnisse gezeigt, folgende für das Spänenstrangpressen entscheidende Vorteile:

- Erhöhung der Dehnung, die auf die Späne wirkt, um das Aufbrechen der die einzelnen Späne bedeckenden Oxidschichten zu gewährleisten, auch bei geringeren Pressverhältnissen.

- Ein höherer auf die Späne wirkender Druck zur Verbesserung der Spanverschweißung.
- Eine ausreichend lange Zone, in der sowohl Dehnung als auch Druck gleichzeitig hoch sind.

Ein weiterer entscheidender Faktor ist das Design und die Konstruktion des Profilquerschnitts. Hierbei trägt entscheidend die Wandstärke des Profils sowohl zum Materialfluss innerhalb des Strangpresswerkzeugs als auch im Bereich der Matrize bei. Durch eine geringe Wandstärke ergibt sich eine kleinere Querschnittsfläche des Profils wodurch das Pressverhältnis und damit auch der herrschende Druck innerhalb des Werkzeugs beeinflusst und gesteigert wird. Die maximale Größe des stranggepressten Profils hängt dabei von der verwendeten Strangpresse und deren Abmessungen insbesondere des Rezipienten und der Pressenöffnung, respektive des Durchmessers der Öffnung im Gegenhalter ab. Die Profilgröße beim Strangpressen ist jedoch stark limitiert und beträgt nach Bauser et al. (2001) maximal 80 % des Rezipientendurchmessers. Die Fertigung von Blechhalbzeugen durch das direkte Strangpressen zu Vollprofilen ist dadurch hinsichtlich der Bauteilabmessungen limitiert. Wie im Stand der Kenntnisse gezeigt wurde, ist es möglich durch eine Verfahrenskombination von Strangpressen von offenen Profilen und anschließendem Aufweiten Bleche mit einer größeren Breite als der der Pressenöffnung herzustellen. Hierfür eignen sich insbesondere kreisrunde Profilquerschnitte mit einer Aussparung, sodass sich ein offenes Profil ergibt, die ohne weitere mechanische Bearbeitung wie beispielsweise Fräsen zu einem Blech aufgeweitet werden können. Ein kreisrunder Querschnitt hat dabei den Vorteil, dass sich ein homogener Werkstofffluss im Werkzeug einstellt und sich das nachgeschaltete Aufweiten technisch einfach realisieren lässt. Zur Erzielung breiterer Bleche sind jedoch auch elliptische sowie zyklode Profilquerschnitte denkbar, durch die sich eine größere Breite des aufgeweiteten Blechs im Vergleich zum kreisrunden Querschnitt erzielen lässt. Damit einhergehend sind jedoch Herausforderungen, die sich beim Aufweiten dieser Querschnittsgeometrien ergeben. In dieser Arbeit wurden sowohl ein zylindrischer, zwei elliptische als auch ein zykloder Profilquerschnitt untersucht. Die Untersuchungen für die elliptischen und die zyklode Querschnittsgeometrien beschränkten sich dabei jedoch auf die Untersuchung der Verschweißqualität basierend auf dem analytischen Modell in Kapitel 5, sowie des Einflusses der Querschnittsgeometrie auf den nachfolgenden Prozessschritt des Aufweitens (Abschnitt 4.4). Eine experimentelle Umsetzung erfolgte nur für den zylindrischen Profilquerschnitt, um die Grundlagen bei der Blechherstellung basierend auf Spänen ermitteln zu können.

Die unterschiedlichen Profilgeometrien sowie deren Abmessungen werden im Folgenden vorgestellt. Ausgangspunkt aller Profilgeometrien ist das zylindrische Profil. Dieses wurde unter den Randbedingungen konstruiert, dass die maximale Blechbreite $b_{\text{Blech}} = 180 \text{ mm}$ und die Blechdicke $s = 2 \text{ mm}$ betragen soll. Die maximale Blechbreite

ergibt sich aus den Abmessungen der Walzen des am Institut für Umformtechnik und Leichtbau vorhandenen und für die Versuche in dieser Arbeit verwendeten Walzgerüsts. Die maximale Breite der Walzen beträgt $b_{\text{Walzen}} = 200 \text{ mm}$, sodass eine sichere Verarbeitung der Profile und Bleche (geradliniger Einzug in den Walzspalt) nur bei einer maximalen Blechbreite von $b_{\text{Blech}} = 180 \text{ mm}$ gewährleistet werden kann. Zudem sollte der maximale umschriebene Kreisdurchmesser kleiner als der Durchmesser der Pressenöffnung $d_{\text{Pressenöffnung}} = 80 \text{ mm}$ sein. Basierend auf diesen Randbedingungen wurde festgelegt, dass die neutrale Faser des Profils eine Länge von $l_{\text{nf}} = 180 \text{ mm}$ hat. Für einen Radius $r_{\text{nf}} = 31 \text{ mm}$ lassen sich die entsprechenden Größen zur Bestimmung der finalen Querschnittsgeometrie des Profils wie in **Bild 4.9** berechnen und das Profil konstruieren. Durch die Randbedingungen ergeben sich ein Innendurchmesser $d_i = 60 \text{ mm}$ und ein Außendurchmesser $d_a = 64 \text{ mm}$ für die finale Profilgeometrie.

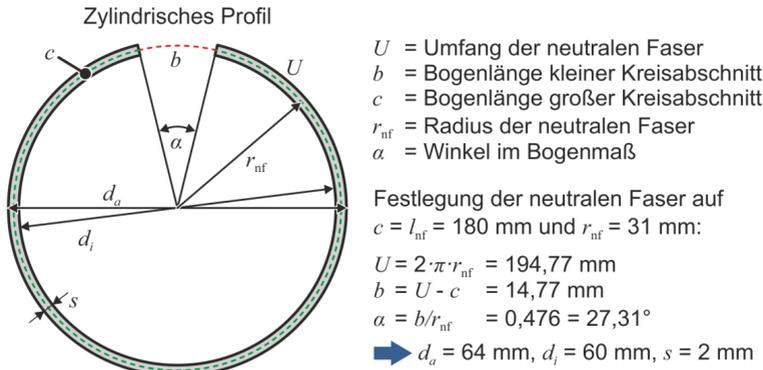


Bild 4.9: Konstruktion des zylindrischen Profilquerschnitts

Für die im nächsten Abschnitt 4.3.5 beschriebene Variation des Pressverhältnisses wurde die Querschnittsgeometrie des Profils durch die Reduzierung der Wandstärke auf $s = 1 \text{ mm}$ angepasst. Dadurch ergibt sich für das Profil ein Innendurchmesser $d_i = 60 \text{ mm}$ und ein Außendurchmesser $d_a = 62 \text{ mm}$.

Die elliptischen Querschnittsgeometrien wurden ebenfalls für eine neutrale Faserlänge $l_{\text{nf}} = 180 \text{ mm}$ ausgelegt und unter der Bedingung, dass das Pressverhältnis R identisch zum zylindrischen Profil ist, d. h. dass auch die Wandstärke $s_{\text{Profil}} = 2 \text{ mm}$ betragen soll. Da für die Berechnung des Umfangs einer Ellipse keine elementare Formel existiert, erfolgte die Berechnung numerisch durch die Aufsummierung der Abstände einzelner Punkte auf dem Ellipsenumfang. So wurde für eine definierte Länge einer Ellipsenhalbachse (e_1), der festgelegten Umfangslänge sowie einer bestimmten Ausschnittsbreite am oberen Ellipsenrand (15 mm) die zugehörige zweite Länge der Ellipsenhalbachse (e_2) berechnet. Zwei verschiedene elliptische Profilgeometrien (**Bild 4.10b**) wurden basierend auf den Berechnungen konstruiert.

Die Konstruktion des regelmäßigen zyklischen Profils, auch Blumenprofil genannt, erfolgte entsprechend der Vorgaben für die resultierende aufgeweitete Blechbreite $b_{\text{Blech}} = 180 \text{ mm}$ und das Pressverhältnis R . Der Profilquerschnitt ergibt sich durch die regelmäßige Anordnung von Kreisen mit dem gleichen Durchmesser, deren Mittelpunkte sich auf einer Kreisbahn befinden. Für die äußere und innere Kontur wurde der Kreisdurchmesser entsprechend der Wanddicke des Profils angepasst. Die resultierende Querschnittsgeometrie ist in **Bild 4.10c** dargestellt.

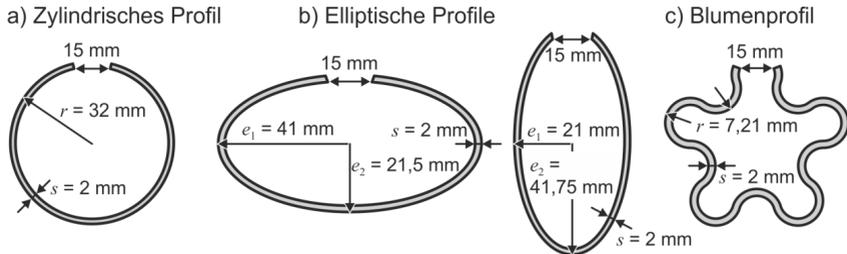


Bild 4.10: Untersuchte Profilquerschnitte (Randbedingungen: aufgeweitete Breite 180 mm , Wandstärke $s = 2 \text{ mm}$)

Die Strangpresswerkzeuge wurden basierend auf dem Stand der Kenntnisse als Kammerwerkzeuge konstruiert. Der generelle Aufbau wurde für alle Profilgeometrien konsistent gehalten, um eine gute Vergleichbarkeit zu gewährleisten. Für die Werkzeuge ergeben sich dadurch folgende Charakteristika:

- Der Werkstoff des Blockes wird auf vier Einläufe aufgeteilt, die sich anschließend in der Schweißkammer wieder verbinden.
- Die innere Kontur der Profile wird durch einen Dorn erzeugt, der durch vier Tragarme gehalten wird.
- Die Ausparung der Profilkontur zur Erzeugung eines offenen Profils ist auf eine Breite von $b_{\text{Profilöffnung}} = 15 \text{ mm}$ für alle Profile festgelegt.
- Die Führungsflächenlänge am Dorn und in der Matrize beträgt $l_{\text{Führungsfläche}} = 5 \text{ mm}$.

Die generelle Auslegung der Werkzeuge erfolgte entsprechend der Maße für die Verwendung mit der 10 MN Strangpresse des Instituts für Umformtechnik und Leichtbau für einen Blockdurchmesser von $d_{\text{Block}} = 100 \text{ mm}$. Das Werkzeugdesign für das zylindrische Profil, das zur experimentellen Untersuchung verwendet wurde, ist in **Bild 4.11** dargestellt. Das Werkzeug besteht aus zwei Teilen, dem Dornteil und der Matrize. In der Rückansicht ist die Aufteilung des Werkstoffflusses auf die vier Einläufe innerhalb des Dornteils zu erkennen. In der Matrize folgen der Bereich der Schweißkammer und eine Reduzierung des Querschnitts durch eine sogenannte Tasche. Die finale Profilkontur wird durch den Dorn und die Matrize erzeugt. Durch den Rezipientendurchmesser

$d_{\text{Rezipient}} = 106 \text{ mm}$ und den in **Bild 4.10a** dargestellten Abmessungen des Querschnitts ergibt sich ein Pressverhältnis $R = 24$. Während des Strangpressprozesses wird eine Führung aus Graphit hinter der Pressenöffnung verwendet, um einem Verzug des Profils auf dem Auslauftisch vorzubeugen.

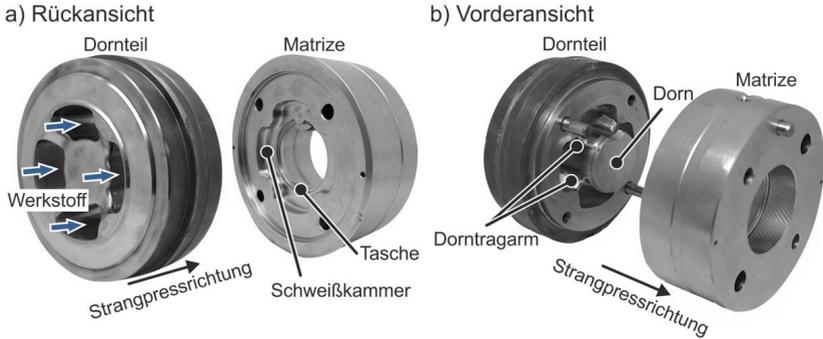


Bild 4.11: Werkzeugdesign des zylindrischen Profils bestehend aus Dornteil und Matrize

Zur Veranschaulichung des Werkstoffflusses innerhalb des Werkzeugs wurde das Modell des Werkzeugs in **Bild 4.12** aufgeschnitten. Dargestellt ist der Block, der im Dornteil durch die Einläufe auf vier Werkstoffstränge aufgeteilt wird, die sich in der Schweißkammer wieder miteinander verbinden. Im Bereich der Matrize erfolgt die Querschnittsreduzierung durch die Tasche und die Bildung der finalen Querschnittsgeometrie des Profils.

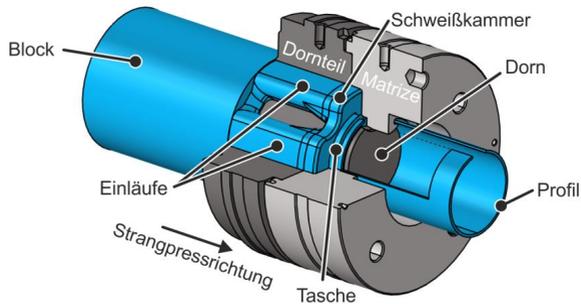


Bild 4.12: Werkstofffluss innerhalb des Werkzeugs zur Herstellung des zylindrischen Profils

Zur Untersuchung des in Bild 4.12 dargestellten Werkstoffflusses innerhalb des Werkzeugs und zur Bestimmung der auftretenden Dehnungen, Drücke und Spannungen, wurden numerische Analysen durchgeführt. Eine unterstützende experimentelle Untersuchung durch Mikrostrukturaufnahmen zur Analyse des Werkstoffflusses anhand der Ausbildung und Längung der Körner konnte nicht durchgeführt werden, da das Aluminium nicht aus dem Werkzeug entfernt werden konnte, um es anschließend mittels lichtmikroskopischer Aufnahmen zu untersuchen. Zusätzlich lassen sich ausschließlich durch die Simulationsergebnisse Größen wie die Dehnungs- und Spannungsverteilung analysieren. Die numerischen Analysen wurden mit Hilfe der FEM Software Altair HyperXtrude 14.0 und unter Verwendung der in Anhang B beschriebenen Parameter durchgeführt. Die Umformgradverteilung innerhalb des Werkzeugs und die Position der Schnittansichten sind in **Bild 4.13a&b** dargestellt.

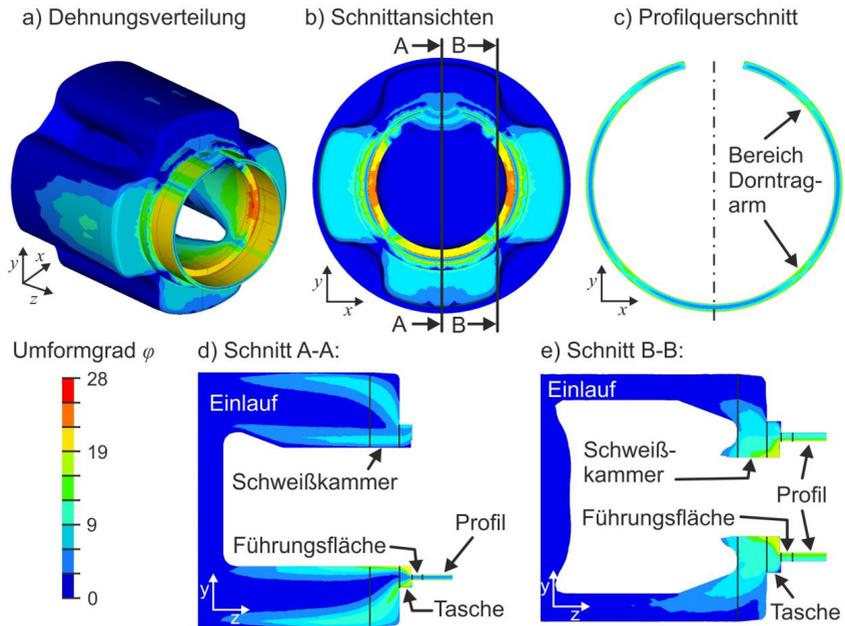


Bild 4.13: a) Umformgradverteilung während des Strangpressens, b) Lage der Schnittansichten, c) Verteilung der Dehnung über den Profilquerschnitt, d) Verteilung der Dehnung auf der Symmetrieachse, e) Verteilung der Dehnung im Bereich der Dorntrogarme

In **Bild 4.13b** ist die Umformgradverteilung über den Profilquerschnitt dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der Umformgrad im Randbereich des Profils deutlich höher ist als in der Profilmitte. Zusätzlich zeigen sich vier Regionen, in denen hohe Umformgrade

über die gesamte Profilstärke vorhanden sind. Diese Regionen können eindeutig den Tragarmen der Dorne zugeordnet werden, da das Material um diese herum fließen muss und sich danach wieder verbindet, um die Profilgeometrie zu formen. Aufgrund des Werkstoffflusses entstehen so höhere Umformgrade im Vergleich zu den anderen Querschnittsregionen. Zur Veranschaulichung wurden zwei Schnitte durch die unterschiedlichen Regionen in Strangpressrichtung gelegt. Der erste Schnitt zeigt die Mittelachse des Profils (**Bild 4.13d**). Es ist zu erkennen, dass der Umformgrad ausgehend von der Profilmittle ansteigt, da sich das Material entlang der toten Zonen des Werkzeugs bewegt und dadurch einen längeren Weg und somit eine größere Dehnung erfährt. Im Bereich der Dorntragarme (Schnitt B-B, **Bild 4.13e**) wird dieser Effekt zusätzlich durch das Fließen des Werkstoffs um die Tragarme verstärkt, wodurch eine weitere Steigerung der Dehnung erfolgt. Wie aus dem Stand der Kenntnisse ersichtlich ist, hat die Dehnung einen entscheidenden Einfluss auf die Verschweißung der Späne. Es ist eine hinreichend hohe Dehnung erforderlich, um die Oxide auf den Spänen aufzubrechen und das reine Aluminium freizulegen, sodass eine Verschweißung möglich ist. Wie in Schulze et al. (2021) gezeigt, besteht eine hohe Korrelation zwischen dem Umformgrad und der Verschweißqualität der Späne.

Zusätzlich zur Dehnung ist der im Werkzeug herrschende Druck von Bedeutung, da dieser erforderlich ist, um die freigelegten Aluminiumoberflächen der Späne miteinander zu verschweißen. Beim Strangpressen nimmt der Druck wie in **Bild 4.14** zu sehen innerhalb des Werkzeugs ausgehend vom Stempel am Block zum Profilaustritt hin ab.

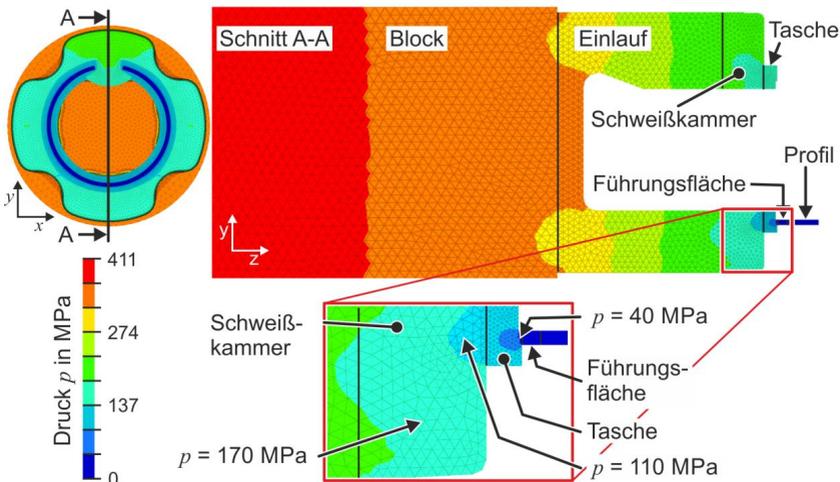


Bild 4.14: Druckverteilung während des Strangpressens im Bereich der Schweißkammer und der Tasche vor den Führungsflächen

Durch die Verwendung eines Kammerwerkzeugs kann jedoch ein hinreichend hoher Druck im Bereich der Schweißkammer des Werkzeugs erzielt werden. Für das verwendete Werkzeug ergibt sich ein Druck von 170 MPa bis 110 MPa innerhalb der Schweißkammer, der in der Tasche auf 40 MPa abnimmt am Übergang zu den Führungsflächen der Matrize (Bild 4.14). Der vorhandene Druck ist ausreichend hoch, da er größer ist als der Mikroextrusionsdruck, der für die Verschweißung des Aluminiums zwischen den aufgebrochenen Oxiden erforderlich ist (s. Kapitel 5).

Ein weiterer wichtiger Faktor sind die am Matrizenaustritt auftretenden Spannungen. Die Reibung an den Führungsflächen der Matrize führt zu einer Verlangsamung des Materials, während in der Profilmittle das Aluminium weiterfließt. Dadurch entsteht ein Geschwindigkeitsgradient über dem Profilquerschnitt, der zu Normal- und Scherspannungen führt. Sind diese Spannungen zu hoch bei gleichzeitig unzureichender Verschweißung der Späne vor allem im Randbereich des Profilquerschnitts kommt es zu einem Aufreißen der Profilloberfläche und einer Delamination der Späne. Die auftretenden Normal- und Scherspannungen sind in **Bild 4.15** dargestellt. An den inneren Führungsflächen der Matrize des verwendeten Werkzeugs betragen die höchsten auftretenden Normalspannungen in Strangpressrichtung $\sigma_z = 45$ MPa im Randbereich des Profils. Die Scherspannungen treten auch in der Profilmittle auf und steigen am Rand auf der Innenseite auf maximal $\tau_{xz} = 22$ MPa an. Die Spannungen liegen innerhalb eines akzeptablen Bereichs, da die Fließspannung in diesem Bereich minimal $k_f = 53$ MPa beträgt, sodass bei einer ausreichend hohen Verschweißqualität der Späne ($\sigma_b > 0,95$) ein Aufreißen der Profilloberfläche beim Austritt aus der Matrize nicht zu erwarten ist. Die berechnete Verschweißqualität wird in Abschnitt 5.3.1 beschrieben. Insgesamt ist auf Grundlage der beschriebenen Dehnungen, Drücke und Spannungen ein Prozesserfolg sowie eine hinreichend hohe Verschweißung der Späne zu erwarten.

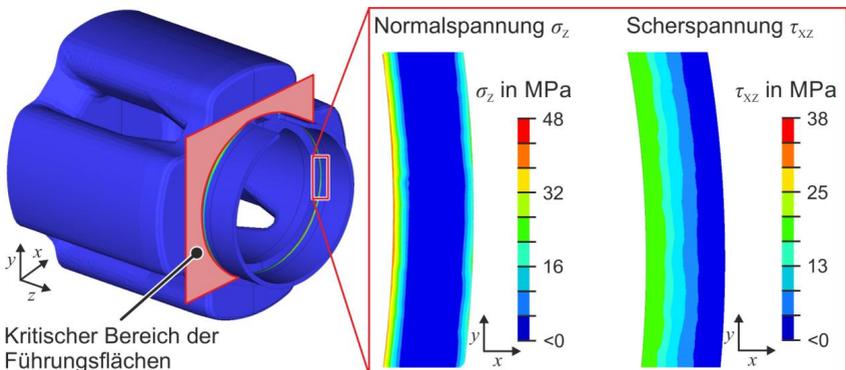


Bild 4.15: Normal- und Scherspannungen im kritischen Bereich der Führungsflächen

4.3.5 Prozessparameter

Die Qualität spänebasierter Profile wird laut Gronostajski et al. (2000) maßgeblich von den Parametern Werkzeugdesign, Pressverhältnis, Blockeinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit beeinflusst. Die Arbeiten von Güley (2013) und Haase (2013) zeigen, dass der größte Einfluss durch die Wahl des Werkzeugdesigns besteht, weshalb wie im vorangegangenen Abschnitt beschrieben ein Kammerwerkzeug für die Herstellung der offenen Profile verwendet wurde.

Der zweite wichtige Parameter ist das Pressverhältnis. Durch eine Steigerung des Pressverhältnisses kann vor allem der im Werkzeug herrschende Druck erhöht und der Bereich, in dem Dehnung und Druck simultan hoch sind, verlängert werden. Um den Einfluss des Pressverhältnisses zu ermitteln und gleichzeitig die Auswirkungen des Walzens überprüfen zu können wurde die Blechdicke beziehungsweise Wandstärke des Profils auf $s = 1$ mm reduziert. Dadurch wird das Pressverhältnis für das zylindrische Ausgangsprofil (s. Bild 4.10a) von $R = 24$ auf $R = 48$ verdoppelt. Durch die Steigerung des Pressverhältnisses wird eine Verbesserung der Verschweißung der Aluminiumspäne erwartet.

Der von Tekkaya et al. (2012) festgestellte Einfluss der Parameter Blockeinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit konnte für die Nutzung von Kammerwerkzeugen relativiert werden. Diese Ergebnisse verschiedener Forschungsarbeiten von unterschiedlichen Autoren sind in Kolpak et al. (2019) zusammengetragen und zeigen, dass eine höhere Blockeinsatztemperatur keine signifikante Verbesserung der Späneverschweißung und damit der mechanischen Eigenschaften hervorruft. Die Stempelgeschwindigkeit hat ebenfalls nur einen geringen Einfluss und ist lediglich bei einer grenzwertigen Verschweißqualität aufgrund der an den Führungsflächen der Matrize herrschenden Normal- und Scherspannungen entscheidend. Hier kann eine höhere Stempelgeschwindigkeit zu einem Presserfolg führen, wohingegen eine niedrigere Stempelgeschwindigkeit zum Aufreißen der Profiloberfläche führt. Es wurden zwei Blockeinsatztemperaturen $T_{\text{Block}} = 450$ °C und $T_{\text{Block}} = 550$ °C und die Stempelgeschwindigkeiten $v_{\text{Stempel}} = 2$ mm/s und $v_{\text{Stempel}} = 5$ mm/s verwendet. Die verwendeten und variierten Parameter sind in **Tabelle 4.4** zusammengefasst.

Tabelle 4.4: Verwendete Parameter für den Strangpressprozess

Prozessparameter	Wert
Werkzeugdesign	Kammerwerkzeug
Pressverhältnis	$R = 24$; $R = 48$
Blockeinsatztemperatur	$T_{\text{Block}} = 450$ °C; $T_{\text{Block}} = 550$ °C
Stempelgeschwindigkeiten	$v_{\text{Stempel}} = 2$ mm/s; $v_{\text{Stempel}} = 5$ mm/s

4.3.6 Ergebnisse der Strangpressversuche

Die Strangpressversuche zur Herstellung der spänebasierten Profile wurden unter Verwendung des in Abschnitt 4.3.4 gezeigten Werkzeugdesigns zur Erzeugung der zylindrischen Querschnittsgeometrie durchgeführt. Die Strangpresseexperimente erfolgten auf einer 10 MN Kurzhub-Strangpresse der Firma SMS Eumuco (**Bild 4.16**). Der innere Durchmesser des Rezipienten der Strangpresse beträgt $d_{\text{Rezipient}} = 106 \text{ mm}$.

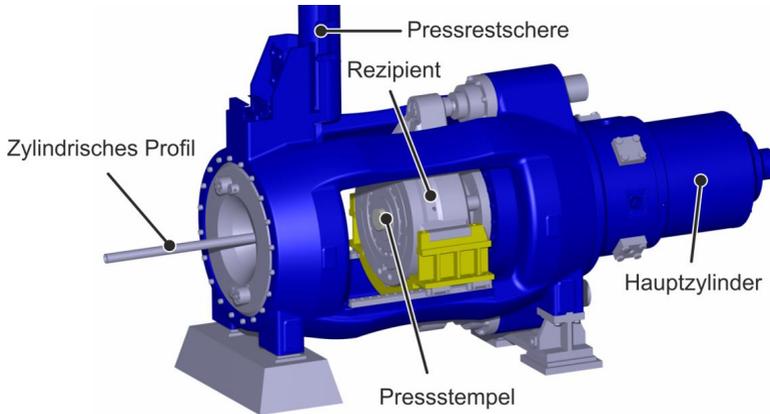


Bild 4.16: 10 MN Kurzhub-Strangpresse der Firma SMS Eumuco

Die in Abschnitt 4.3.2 beschriebenen Späneblöcke wurden zunächst auf $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ erhitzt und anschließend in den Rezipienten eingelegt und stranggepresst. Nach jedem Strangpresszyklus wurde ein Pressrest von 12 mm abgeschert. Nach dem Strangpressen erfolgte die Abkühlung der Profile an Umgebungsluft auf einem Auslauftisch. Zur besseren Vergleichbarkeit und Einordnung der Ergebnisse der spänebasierten Profile, wurden Gussblöcke mit einer Länge von $l_{\text{Block}} = 270 \text{ mm}$ mit den gleichen Strangpressparametern gepresst, die für die Experimente der spänebasierten Blöcke verwendet wurden. Die Prozessparameter sind in **Tabelle 4.5** aufgelistet.

Tabelle 4.5: Prozessparameter der Strangpresseexperimente

Prozessparameter	Wert
Blockeinsatztemperatur	$T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$
Werkzeugtemperatur	$T_{\text{Werkzeug}} = 450 \text{ °C}$
Rezipiententemperatur	$T_{\text{Rezipient}} = 450 \text{ °C}$
Stempelgeschwindigkeiten	$v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$
Werkstoff	EN AW-6060
Abkühlung	Luft

Durch die Auslegung der Strangpresswerkzeuge hinsichtlich einer hohen Verschweißung der Späne, konnten spänebasierte Profile mit einem Pressverhältnis $R = 24$ ohne sichtbare Oberflächenfehler hergestellt werden (**Bild 4.17**). Das makroskopische Aussehen der spänebasierten Profile wurde mit den auf Gussblöcken basierenden Referenzprofilen verglichen. Makroskopische Unterschiede können zwischen den Profilen nicht festgestellt werden, da die Querschnittsgeometrie und Oberflächenqualität ähnlich sind. Die Prozessauslegung hinsichtlich einer hohen Späneverschweißung war somit erfolgreich.

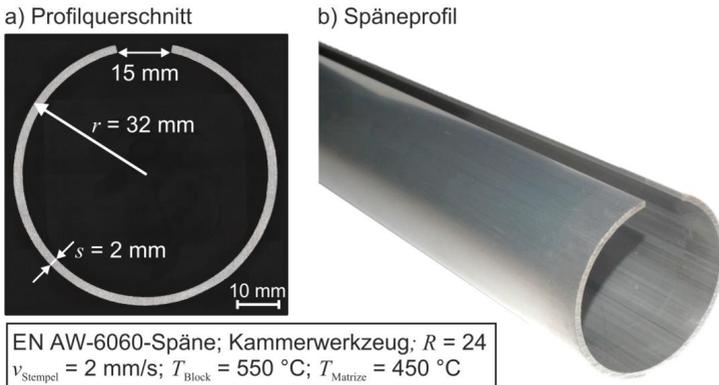


Bild 4.17: Experimentelle Ergebnisse der Spänestrangpressversuche: a) Querschnittsgeometrie des, b) zylindrischen Späneprofils (Pressverhältnis $R = 24$)

Auch die Herstellung der zylindrischen Profile mit dem erhöhten Pressverhältnis $R = 48$ konnte erfolgreich experimentell umgesetzt werden (**Bild 4.18**).

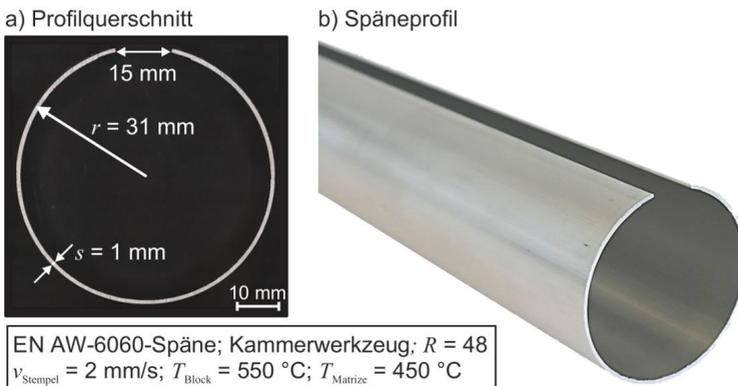


Bild 4.18: Experimentelle Ergebnisse der Spänestrangpressversuche: a) Querschnittsgeometrie des, b) zylindrischen Späneprofils (Pressverhältnis $R = 48$)

Es sind ebenfalls keine sichtbaren Oberflächenfehler festzustellen, sodass das makroskopische Aussehen dem der gussbasierten Profile gleicht. Die verringerte Profilwandstärke ist bei Betrachtung der Querschnittsgeometrie zu erkennen, die für die späne- und gussbasierten Profile gleich ist. Auch bei diesen Profilen existiert somit eine sehr hohe Verschweißung der Späne.

Die Presskraft F ist ein charakteristisches Merkmal des Strangpressverfahrens, da sie einen begrenzenden Faktor für das Prozessfenster des Strangpressens darstellt. Beim Spänestrangpressen beeinflusst sie zusätzlich den Druck, der auf die Späne im Rezipient und im Werkzeug der Strangpresse wirkt, was ein entscheidender Faktor für die Verschweißung zwischen den einzelnen Spänen ist (Chmura und Gronostajski, 2006). Die Presskraft wurde für die Pressversuche in Abhängigkeit des Pressverhältnisses R analysiert. Die gemessenen Presskräfte F , gemittelt über drei Versuche je Pressverhältnis, sind in **Bild 4.19** dargestellt. Beim Strangpressen der Späneblöcke, verläuft der Anstieg der Presskraft zunächst im Vergleich zum Strangpressen herkömmlicher gegossener Blöcke sehr flach, bevor die Kurve steil ansteigt bis zum Kraftmaximum. Dieser flache Anstieg hängt mit der weiteren Verdichtung der Späneblöcke im Rezipienten vor dem eigentlichen Pressvorgang zusammen. Hierbei werden die Späneblöcke auf über 99,9 % verdichtet wie die Analyse mittels Computertomographie in Abschnitt 4.3.2 zeigt. Der flache Anstieg ist in Bild 4.19 deutlich zu erkennen, bevor der für das Strangpressen typische steile Anstieg bis zur maximalen Kraft erfolgt.

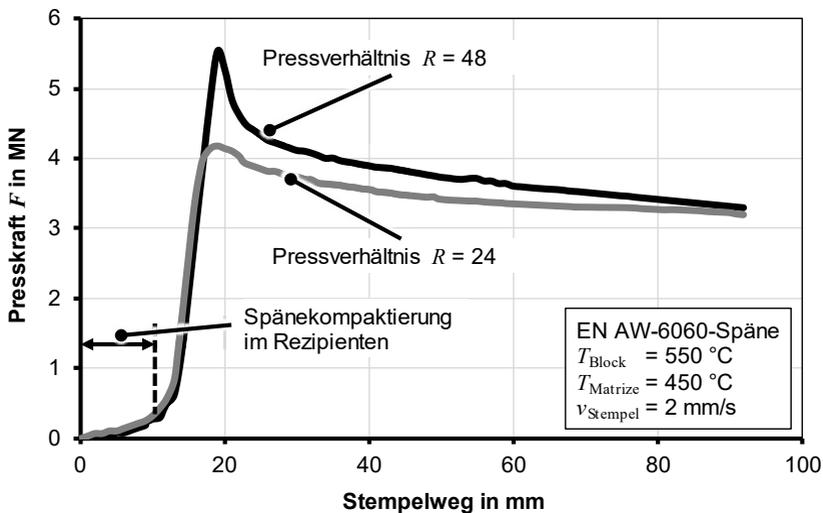


Bild 4.19: Presskraft des Strangpressprozesses von Aluminiumspänen für verschiedene Pressverhältnisse

4.4 Aufweiten

Zur Weiterverarbeitung der in Abschnitt 4.3 vorgestellten Profilgeometrien zu Blechen müssen diese in einem gesonderten Prozessschritt aufgeweitet werden. Abhängig von der Komplexität der Querschnittsgeometrie der Profile ergeben sich unterschiedliche Herausforderungen beim Aufweiten zu einem flachen Blech. Um den Einfluss der Querschnittsgeometrie auf den Aufweitprozess zu untersuchen wurden zunächst numerische Analysen durchgeführt. Mit Hilfe der Software Abaqus CAE der Firma Dassault Systèmes wurden implizite Simulationen erstellt. Hierbei wurden eine ebene Formänderung und ein elastisch-plastisches Materialverhalten angenommen sowie fünf Elemente über der Profildicke verwendet. Der Prozess des Aufweitens wurde durch das Auseinanderziehen der inneren Knoten der oberen Öffnung der offenen Querschnittsgeometrien realisiert. Im Folgenden ist die Verteilung des Umformgrads φ während und nach dem vollständigen Aufweiten der verschiedenen Querschnittsgeometrien dargestellt. Es zeigen sich hierbei deutliche Unterschiede. Während sich bei der zylindrischen Querschnittsgeometrie eine homogene Verteilung des Umformgrads über den gesamten Querschnitt ergibt, wird sowohl bei den elliptischen als auch dem regelmäßig zykliden Profil (Blumenprofil) eine inhomogene Verteilung deutlich. Aufgrund der zylindrischen Form der ersten Querschnittsgeometrie erfolgt das Aufweiten gleichmäßig wodurch sich keine Unterschiede über die gesamte Blechbreite ergeben (**Bild 4.20**). Ein Vergleich des maximalen und minimalen Umformgrads gemittelt über die Blechdicke sowohl in der Blechmitte als auch im Randbereich zeigt, dass die Werte nahezu identisch sind ($\varphi_{\max} = 0,0165 \approx \varphi_{\min} = 0,01625$). Dadurch ergibt sich eine zu vernachlässigende Differenz der maximalen Fließspannung $\Delta k_{f,\max} = 0,34$ MPa über die Blechbreite.

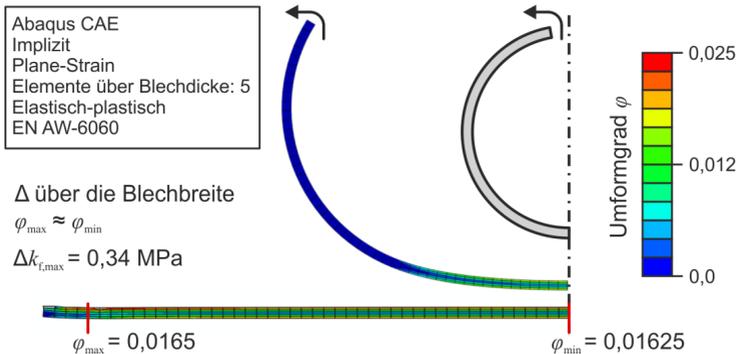


Bild 4.20: Umformgradverteilung nach dem Aufweiten des zylindrischen Profils

In **Bild 4.21** ist die Umformgradverteilung der ersten elliptischen Querschnittsgeometrie dargestellt. Es zeigt sich ein deutliches Maximum ($\varphi_{\max} = 0,046$) auf der Hälfte zwischen Blechmitte und Blechrand. In diesem Bereich ist der Umformgrad 7,7-mal höher

als in der Blechmitte ($\varphi_{\min} = 0,006$). Hieraus resultiert ein $\Delta k_{f,\max} = 48$ MPa der Fließspannung.

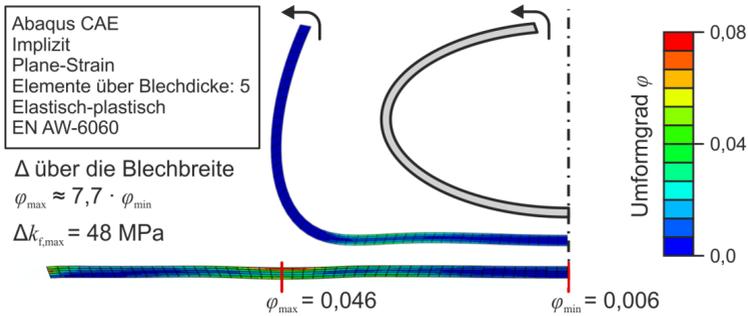


Bild 4.21: Umformgradverteilung nach dem Aufweiten des ersten elliptischen Profils

Ähnlich verhält es sich bei der zweiten elliptischen Querschnittsgeometrie (**Bild 4.22**). Bei dieser Querschnittsgeometrie sind das Minimum und Maximum jedoch vertauscht. Der maximale Umformgrad befindet sich in der Mitte des Blechs ($\varphi_{\max} = 0,052$), wohingegen der minimale Umformgrad auf der Hälfte zwischen Blechmitte und Blechrand liegt ($\varphi_{\min} = 0,008$). Eine deutliche Differenz der maximalen Fließspannungen ist auch hier festzustellen ($\Delta k_{f,\max} = 50$ MPa).

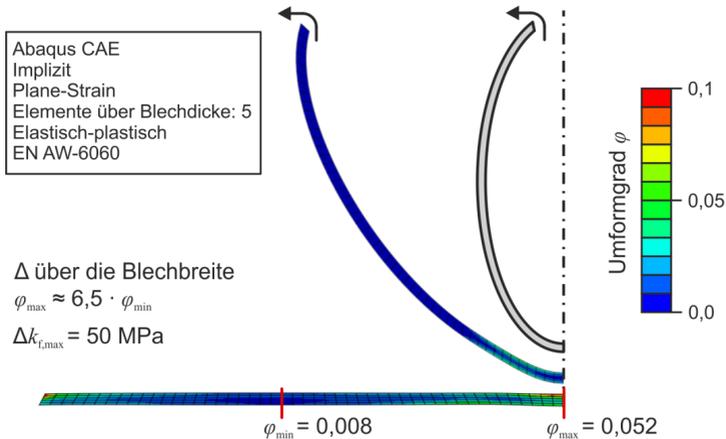


Bild 4.22: Umformgradverteilung nach dem Aufweiten des zweiten elliptischen Profils

Bei dem Blumenprofil zeigen sich zwei Phänomene (**Bild 4.23**). Zum einen existieren auch hier unterschiedliche Umformgradminima ($\varphi_{\min} = 0,06$) und Umformgradmaxima ($\varphi_{\max} = 0,16$), gemittelt über die Blechdicke. Diese verteilen sich jedoch regelmäßig über

die Blechbreite und führen zu einem $\Delta k_{f,max} = 38$ MPa der Fließspannung. Zum anderen entsteht eine unregelmäßige Verteilung des Umformgrads auch über die Blechdicke, sodass in bestimmten Bereichen ein höherer Umformgrad auf der Blechoberseite als auf der Blechunterseite vorliegt und umgekehrt.

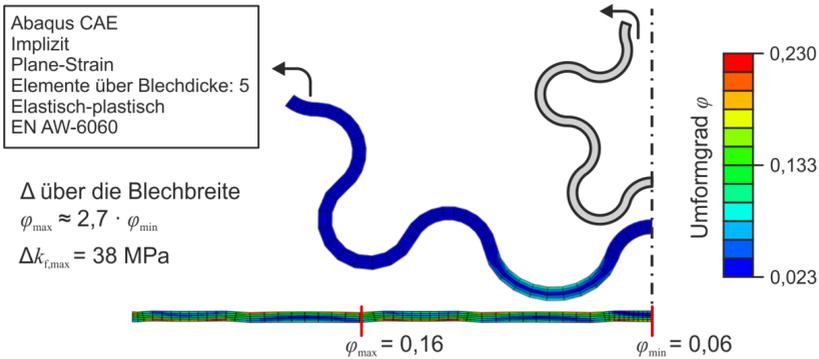


Bild 4.23: Umformgradverteilung nach dem Aufweiten des regelmäßig zykliden Profils (Blumenprofil)

Durch die unterschiedliche Umformgradverteilung und den daraus resultierenden Differenzen der maximalen Fließspannungen, ergeben sich inhomogene Eigenschaften über die Blechbreite für die elliptischen Querschnittsgeometrien und das Blumenprofil. Diese inhomogenen Eigenschaften beeinflussen sowohl die Reduzierung der Blechdicke durch weitere Stichabnahmen mittels Walzen als auch in besonderem Maße die weitere Umformung der Bleche. So können durch lokal unterschiedlich verteilte Anfangsfließspannungen bestimmte Bereiche des Blechs beispielsweise bei einem Tiefziehprozess früher versagen. Hierdurch werden die Leistungsfähigkeit und die Verarbeitbarkeit der Bleche zu Produkten deutlich reduziert und eingeschränkt. Zur Egalisierung der während des Walzens eingebrachten Kaltverfestigung und zur Steigerung der Umformbarkeit der Bleche wird nach dem Walzprozess eine Wärmebehandlung durchgeführt. Diese könnte die lokalen Unterschiede über der Blechdicke ausgleichen. Allerdings findet die Keimbildung festigkeitssteigernder Teilchen beim Lösungsglühen vorzugsweise an Korngrenzen der Aluminiummischkristall-Körner, Versetzungen oder anderen Kristallfehlern statt (Kavalco et al., 2009). So könnten die lokalen Unterschiede einen Einfluss auf die Wärmebehandlung haben und die unterschiedlichen Eigenschaften über der Blechdicke bestehen bleiben. Hinzu kommt, dass für eine effiziente Herstellung der Bleche eine einfache Anlagentechnik zum Aufweiten der Profile anzustreben ist. Diese ist für den Fall des zylindrischen Profils durch einen Walzprozess, bei dem die Aufweitung durch ein Walzenpaar erfolgt, gegeben. Bei den elliptischen Profilen sowie dem Blumenprofil ist jedoch eine angepasste Vorrichtung zum Aufweiten des Profils notwendig, bevor dies in den Walzspalt eingeführt werden kann. Somit ist ein zusätzlicher Aufbau

für die genannten Querschnittsgeometrien erforderlich. Die experimentelle Umsetzung erfolgte basierend auf den genannten Restriktionen und Argumenten deshalb nur für das zylindrische Profil.

Die Experimente zum Aufweiten wurden auf einem Blechwalzwerk Typ BW 200 der Firma Carl Wezel KG durchgeführt (**Bild 4.24**). Dieses besteht aus zwei Arbeitswalzen mit einem Walzendurchmesser $d_{\text{Walzen}} = 180 \text{ mm}$ und einer Walzenbreite $b_{\text{Walzen}} = 200 \text{ mm}$.

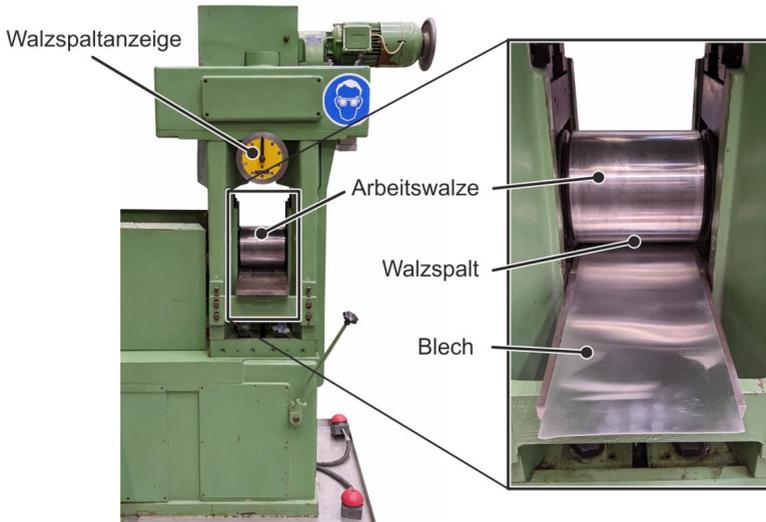


Bild 4.24: Blechwalzwerk mit zwei Arbeitswalzen zum Aufweiten und Walzen

Die zylindrischen Profile werden zunächst auf 350 °C erwärmt, um die Fließspannung herabzusetzen und die Rückfederung zu verringern (**Bild 4.25a**). Zusätzlich wird dadurch die Ausnutzung der Strangpresswärme simuliert, die bei einer durchgehenden Prozesskette, bei der das Aufweiten direkt im Anschluss an den Strangpressprozess erfolgt, besteht. Der Profilanfang wurde zunächst manuell mit Hilfe zweier Zangen und eines Kegels aufgeweitet, um eine ebene Kante zu erzielen. Diese ebene Kante wurde dann in den Walzspalt der Walzen eingeführt, der auf 2 mm eingestellt war (Pressverhältnis $R = 24$), was der Wanddicke des Profils und damit des herzustellenden Bleches entspricht. Anschließend erfolgte das Aufweiten des Profils zum Blech mit Hilfe der Arbeitswalzen ohne Dickenreduzierung (**Bild 4.25b**). Analog erfolgte das Aufweiten der Profile, die mit einem Pressverhältnis $R = 48$ hergestellt wurden. Hier wurde der Walzspalt entsprechend der Wanddicke der Profile auf 1 mm eingestellt. Die Drehzahl der Arbeitswalzen wurde auf $U_{\text{Walzen}} = 7 \text{ min}^{-1}$ festgelegt. Der ebene Blechanfang wird

von den Arbeitswalzen in den Walzspalt eingezogen und das Profil entlang der Längsachse aufgeweitet, sodass ein flaches Aluminiumblech entsteht (**Bild 4.25c**). Eine Krümmung der Bleche entlang der Längsachse wurde anschließend mit Hilfe einer Rundbiegemaschine begradigt. Dadurch wurden Bleche mit den in Bild 4.25 gezeigten Abmessungen erfolgreich hergestellt.

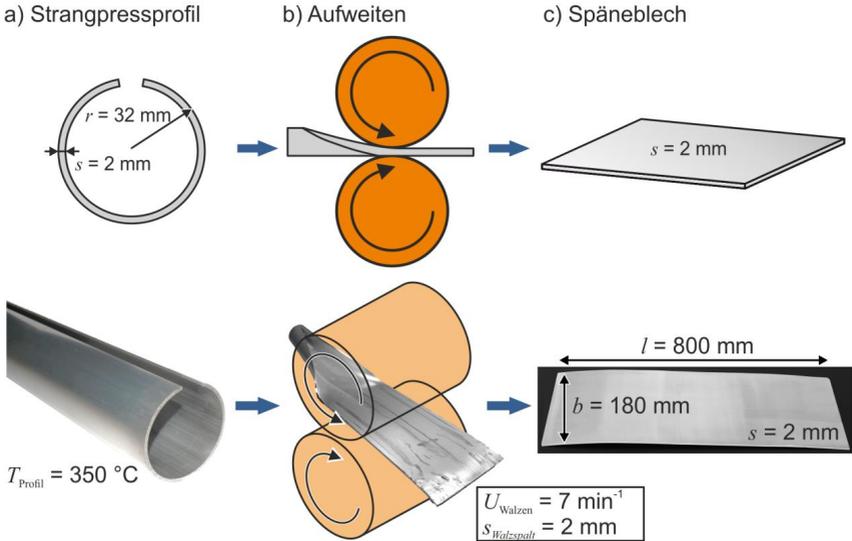


Bild 4.25: Prozessablauf zur Blechherstellung ausgehend vom: a) Strangpressprofil, b) Aufweiten durch Walzen, c) Späneblech

4.5 Walzen

Die durch Aufweiten wie in Abschnitt 4.4 beschrieben hergestellten Bleche wurden zum Teil weiteren Walzschritten unterzogen, um deren finale Blechdicke zu reduzieren. Die Motivation lässt sich zum einen daraus ableiten, dass während des Walzprozesses Schwindungshohlräume und Gasblasen gleichzeitig geschlossen und verschweißt werden können (Lange et al., 1988). Dies könnte zu einer Verbesserung der Verschweißung der Aluminiumspäne führen, wenn davon ausgegangen wird, dass während des Strangpressprozesses die reinen Aluminiumoberflächen nicht vollständig miteinander verschweißen, sondern an den Rändern zu den Oxidresten kleine Hohlräume bestehen bleiben. Da während des Walzprozesses Druck und Dehnung im Walzspalt gleichzeitig vorliegen, besteht die Annahme, dass während des Walzens die Hohlräume gelängt und zusammengedrückt werden, sodass es zu einer Verschweißung kommt. Dies würde auch zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften nach dem Walzen führen. Darüber hinaus kann der Walzprozess notwendig sein, um eine geforderte Blechdicke zu

realisieren. Der Strangpressprozess ist hinsichtlich der minimalen Wanddicke der Profile deutlich limitiert, da bei einer zu geringen Wanddicke und damit einem zu hohen Pressverhältnis die maximale Presskraft erreicht wird. Sollen dennoch geringere Blechdicken erzielt werden, kann der Walzprozess genutzt werden, um die Profile auf die entsprechende Blechdicke zu reduzieren. Hinzu kommt, dass im Sinne einer klimafreundlichen Fertigung zu viel Energie benötigt würde, sollte der Strangpressprozess kontinuierlich bei der maximalen Presskraft durchgeführt werden.

Die Reduzierung der Blechdicke wurde auf dem in Bild 4.24 gezeigten Blechwalzwerk durch Kaltwalzen mit einer Drehzahl der Walzen von $U_{\text{Walzen}} = 7 \text{ min}^{-1}$ und mehreren Stichabnahmen durchgeführt. Die Dickenänderung ε_h ist definiert als

$$\varepsilon_h = (s_1 - s_0)/s_0 \quad (4.1)$$

wobei s_0 die Ausgangsdicke vor dem Walzen und s_1 die Dicke des Blechs nach dem Walzen ist. Durch den Walzprozess wurden finale Blechdicken von $s = 1,5 \text{ mm}$ und $s = 1,0 \text{ mm}$ erzielt (**Bild 4.26**). Dies entspricht einer Dickenänderung $\varepsilon_h = 0,25$ und $\varepsilon_h = 0,5$. Die Reduzierung der Blechdicke erfolgte in zwei bzw. vier Walzstichen, mit einer Dickenreduzierung von jeweils $0,25 \text{ mm}$ pro Stich.

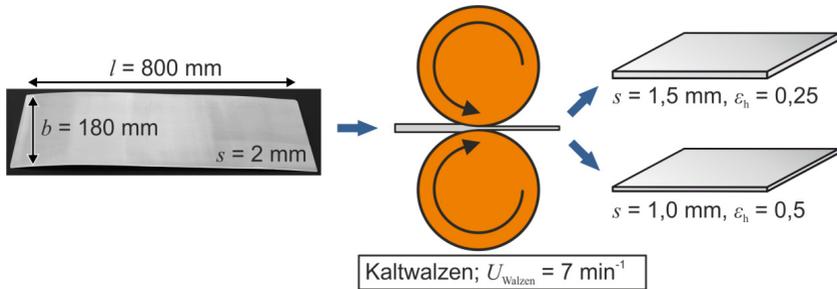


Bild 4.26: Kaltwalzen der spänebasierten Bleche

4.6 Wärmebehandlung

Nach dem Aufweit- und Walzprozess wurden die hergestellten Bleche einer Wärmebehandlung unterzogen. Ziel ist es die Kaltverfestigung, die durch den Walzprozess eingebracht wurde zu egalisieren und die Umformbarkeit der Bleche in nachfolgenden Umformprozessen zu steigern. Dafür wurden zum einen das Weichglühen und zum anderen das Lösungsglühen mit anschließender Kaltauslagerung durchgeführt.

Weichglühen

Beim Weichglühen wird ein neues Korngefüge gebildet, wodurch eine vollständige Entfestigung des kaltverformten, verfestigten Materials erfolgt. Dabei werden die metastabilen Ausscheidungsphasen in stabile Gleichgewichtsphasen überführt, die durch

Vergrößerung keine festigkeitssteigernde Wirkung mehr haben (Ostermann, 2014). Die Bleche wurden bei $T_{WG} = 340 \text{ °C}$ für $t = 2,5$ Stunden weichgeglüht und anschließend an stehender Luft auf Raumtemperatur abgekühlt.

Ausscheidungshärten

Bei aushärtbaren Aluminiumlegierungen wie der 6XXXer-Serie können höhere Festigkeiten durch die aufeinanderfolgenden Verfahrensschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern erreicht werden. Beim Lösungsglühen wird das Profil bei einer legierungsspezifischen Temperatur zwischen 450 °C und 550 °C erwärmt und für eine bestimmte Zeit gehalten (Kammer, 2012). Durch die zunehmende Löslichkeit aufgrund der steigenden Temperatur gehen die Atome der Legierungselemente in Lösung und führen zur Einstellung eines homogenen Mischkristalls. Zusätzlich steigt die Konzentration der vorhandenen Leerstellen im Kristallgitter durch die höhere Beweglichkeit der Atome (Bargel und Schulze, 2018). Durch das nachfolgende Abschrecken wird die Bildung von Ausscheidungen unterdrückt, sodass die bei hoher Temperatur gelösten Atome zwangsgelöst im Matrixgitter verbleiben. Hierfür ist eine hinreichend schnelle Abkühlung des Werkstoffs von der Lösungsglühtemperatur auf Raumtemperatur notwendig, sodass keine ausreichende Zeit für die zur Ausscheidungsbildung notwendigen Diffusionsvorgänge vorhanden ist. Hierdurch bleibt ebenfalls die durch die Lösungsglühtemperatur erzielte Konzentration an Leerstellen erhalten. Das Ergebnis ist ein an Fremdatomen und Leerstellen doppelt übersättigter Mischkristall, der den Ausgangszustand für die Bildung festigkeitssteigernder Teilchen darstellt (Keßler, 2001). Während der Auslagerung ist der übersättigte Mischkristall, welcher sich im thermodynamischen Ungleichgewicht befindet, bestrebt, den Gleichgewichtszustand wiederherzustellen. Die Ausscheidung der Legierungselemente führen dabei zur Bildung neuer Phasen. Die Auslagerungstemperatur und -zeit hat dabei einen entscheidenden Einfluss auf die Form und Verteilung der Ausscheidungen. Während der Kaltauslagerung bei Raumtemperatur bilden sich kohärente Teilchen, die das Gleiten der Versetzungen behindern und somit die Festigkeit steigern (Bargel und Schulze, 2018).

Da die meisten der aktuell eingesetzten aushärtbaren Aluminiumlegierungen der 6000er-Serie im kaltausgelagerten Zustand T4 im Presswerk angeliefert und verarbeitet werden (Degner, 2020), wurde dieser Wärmebehandlungszustand für die spänebasierten Bleche gewählt. Dafür erfolgte das Lösungsglühen bei $T_{LG} = 540 \text{ °C}$ für $t = 1$ Stunde sowie die anschließende Abkühlung auf Raumtemperatur an bewegter Luft mittels eines Gebläses oder im Wasserbad innerhalb von maximal $t = 40\text{-}60$ Sekunden (GDA, 2007). Die Dauer der Kaltauslagerung bei Raumtemperatur ($T_{KA} = 20 \text{ °C}$) wurde auf mindestens acht Tage festgelegt, da ab dieser Zeit eine Stagnation der Festigkeitsentwicklung eintritt (Pogatscher et al., 2016). Die Parameter der verwendeten Wärmebehandlung sind in **Bild 4.27** dargestellt.

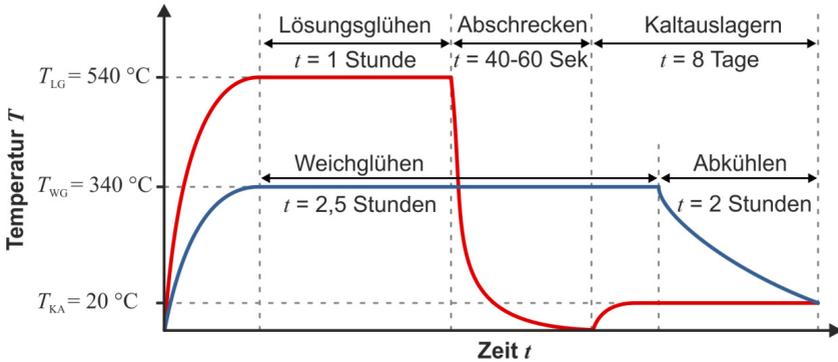


Bild 4.27: Temperatur-Zeit-Verlauf des Weichglühens und Ausscheidungshärtens

4.7 Fazit

Die Herstellung von Blechen durch das direkte Recycling von Aluminiumspänen ohne Einschmelzen konnte durch die neue Prozesskette ermöglicht werden. Es konnte gezeigt werden, dass ein direktes Walzen von Aluminiumspänen zu Blechen nicht zu einer Verschweißung der Späne führt. Deshalb wurden die einzelnen Prozessschritte Spänestrangpressen, Aufweiten und Walzen der neuen Prozesskette hinsichtlich des eingesetzten Materials und der verwendeten Parameter analysiert.

Für die Untersuchungen wurden Späne der Aluminiumlegierung EN AW-6060 verwendet, deren Eigenschaften und Geometrie beschrieben wurde. Zur besseren Handhabung der Späne wurden unterschiedliche Kompaktierstrategien erprobt und final spänebasierte Blöcke mit einer relativen Dichte $\rho_B = 85\%$ verwendet. Die weitere Verdichtung innerhalb des Rezipienten auf 99,9 % konnte durch CT-Analysen nachgewiesen werden. Die Vorstellung unterschiedlicher offener Profilgeometrien, die sich für eine nachgeschaltete Aufweitung eignen sowie die Auslegung der dafür benötigten Kammerwerkzeuge erfolgte auf Grundlage der Erkenntnisse hinsichtlich einer hohen Verschweißung der Späne während des Spänestrangpressens. Eine Variation der Parameter Pressverhältnis und Blockeinsatztemperatur wurde festgelegt und spänebasierte Profile mit einer offenen zylindrischen Querschnittsgeometrie erfolgreich stranggepresst.

Die Analyse des Prozessschritts Aufweiten zeigt für die unterschiedlichen Profilgeometrien variierende Dehnungsverteilungen über der Blechbreite. Die stranggepressten zylindrischen Profile wurden erfolgreich zu Blechen aufgeweitet. Eine weitere Reduzierung der Blechdicke durch Walzen um 25 % und 50 % erfolgte und die Wärmebehandlungen Weichglühen und Ausscheidungshärten auf den Zustand T4 wurden festgelegt. Die Vorhersage der Verschweißung der Späne sowie die Eigenschaften der Profile und Bleche wird in den folgenden Kapiteln untersucht.

5 Analytische und numerische Vorhersage der Späneverschweißung

Die für den Prozess Erfolg und die mechanischen Eigenschaften entscheidende Verschweißung der Späne wird mit Hilfe eines Modells vorhergesagt. Für die Vorhersage wird zunächst die notwendige Oberflächenaufweitung der Späne analytisch berechnet. Es wird der Einfluss des vorhandenen Oxids und des in den kompaktierten Späneblöcken gefangenen Sauerstoffs bestimmt. Darauf aufbauend kann die erforderliche Dehnung während des Strangpressens zum Freilegen des reinen Aluminiums berechnet werden. Zur Berechnung der Verschweißqualität wird ein physikalisch basiertes Modell zur Vorhersage der Verschweißung für den Prozess des Spänestrangpressens hergeleitet. Es folgt die Berechnung für die im vorherigen Kapitel vorgestellten unterschiedlichen Querschnittsgeometrien beim Strangpressen sowie eine Erweiterung des Modells für den Walzprozess. Abschließend erfolgt eine Validierung des Verschweißkriteriums anhand von Mikrostrukturaufnahmen der Profile und Bleche im Lichtmikroskop.

5.1 Berechnung der notwendigen Oberflächenaufweitung

Im Stand der Kenntnisse wurde gezeigt, dass für den Prozess Erfolg des Spänestrangpressens die Verschweißung der einzelnen Späne entscheidend ist. Die Herausforderung ist, dass die die Späne bedeckende Oxidschicht aufgebrochen werden muss, um die reine Aluminiumoberfläche freizulegen und die Verschweißung des Aluminiums zu ermöglichen. Da unterschiedliche Spanformen variierende Oxidmengen aufweisen, soll ermittelt werden welchen Einfluss die Spanform auf die Verschweißung hat und welche notwendigen Dehnungen erforderlich sind, um die Verschweißung der Späne zu realisieren. Entscheidend dafür ist das Oberfläche-zu-Volumen-Verhältnis der Späne.

Bei einem konstanten Spanvolumen (V_C) kann abhängig von der geometrischen Form des Spans die Oberfläche und damit der Oxidanteil reduziert werden. Bei der Betrachtung eines Quaders, Würfels und einer Kugel mit dem gleichen Volumen V_C sinkt das Oberfläche zu Volumenverhältnis vom Quader über den Würfel zur Kugel hin ab. Es wird dabei angenommen, dass sich das Oxid gleichmäßig auf der Oberfläche verteilt und eine maximale Oxidschichtdicke $t_{ox} = 10$ nm (Vargel, 2004) vorhanden ist. Beim Strangpressen einer Rundstange ($d = 12$ mm) durch ein Flachwerkzeug ($R = 30,25$) kann die Längung eines Spans auf der Mittelachse (**Bild 5.1**) analytisch berechnet werden. Wie in **Bild 5.2** dargestellt, wird angenommen, dass der Span sich auf der Mittelachse befindet und durch den Strangpressprozess hauptsächlich eine Längung erfährt. Wie im Stand der Kenntnisse beschrieben, hat Bay (1983) festgestellt, dass ein Grenzwert zur Freilegung der reinen Aluminiumoberfläche notwendig ist, um eine Verschweißung zweier Aluminiumoberflächen zu ermöglichen. Die oxidfreie Oberfläche eines Spans entspricht demnach:

$$Y = \frac{A_{\text{Span},1} - A_{\text{Span},0}}{A_{\text{Span},1}} \quad (5.1)$$

Für die Berechnung der oxidfreien Oberfläche Y wird die Dehnung eines Spans auf der Mittelachse betrachtet (**Bild 5.1**).

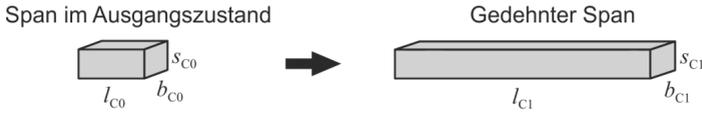


Bild 5.1: Längung eines Spans beim Strangpressen

Das Volumen des Spans im Ausgangszustand kann wie folgt berechnet werden:

$$V_{C0} = l_{C0} \cdot b_{C0} \cdot s_{C0} \quad (5.2)$$

Analog dazu berechnet sich das Volumen des gedehnten Spans:

$$V_{C1} = l_{C1} \cdot b_{C1} \cdot s_{C1} \quad (5.3)$$

Ebenfalls bekannt ist die Berechnung der Oberfläche des Spans im Ausgangszustand:

$$A_{C0} = 2 \cdot (l_{C0} \cdot b_{C0} + l_{C0} \cdot s_{C0} + b_{C0} \cdot s_{C0}) \quad (5.4)$$

und des gedehnten Spans:

$$A_{C1} = 2 \cdot (l_{C1} \cdot b_{C1} + l_{C1} \cdot s_{C1} + b_{C1} \cdot s_{C1}) \quad (5.5)$$

Aus der Volumenkonstanz ($V_{C0} = V_{C1}$) und mithilfe des Pressverhältnis R ergibt sich

$$l_{C1} = R \cdot l_{C0} \quad (5.6)$$

Für die Bedingung, dass das Verhältnis der Abmessungen der Querschnittsfläche des Spans nach dem Strangpressen innerhalb des Profils gleichbleibt, d. h.

$$\frac{b_{C0}}{s_{C0}} = \frac{b_{C1}}{s_{C1}} \quad (5.7)$$

und unter Einhaltung der Volumenkonstanz ($V_{C0} = V_{C1}$) ergibt sich:

$$b_{C1} = \frac{b_{C0}}{\sqrt{R}} \quad \text{und} \quad s_{C1} = \frac{s_{C0}}{\sqrt{R}} \quad (5.8)$$

Eingesetzt in Gl. (5.5) zur Berechnung der Fläche A_{C1} ergibt sich:

$$A_{C1} = 2 \cdot \left(l_{C0} \cdot b_{C0} \cdot \sqrt{R} + l_{C0} \cdot s_{C0} \cdot \sqrt{R} + \frac{b_{C0} \cdot s_{C0}}{\sqrt{R}} \right) \quad (5.9)$$

Durch Einsetzen von A_{C0} und A_{C1} kann die oxidfreie Fläche eines Spans nach Gl. (5.1) wie folgt berechnet werden:

$$Y = 1 - \frac{l_{c0} \cdot b_{c0} + l_{c0} \cdot s_{c0} + b_{c0} \cdot s_{c0}}{l_{c0} \cdot b_{c0} \cdot \sqrt{R} + l_{c0} \cdot s_{c0} \cdot \sqrt{R} + \frac{b_{c0} \cdot s_{c0}}{R}} \tag{5.10}$$

Wie in **Bild 5.2c** dargestellt, ergeben sich für die unterschiedlichen Spanformen Quader, Würfel und Kugel (hier wurde angenommen, dass die Kugel zu einem Rotationsellipsoid umgeformt wird) unterschiedlich große oxidfreie Oberflächen. Dies bedeutet, dass die Spanform einen Einfluss auf die oxidfreie Oberfläche und damit die Verschweißung der Späne hat. Zusätzlich kann daraus abgeleitet werden, dass bei Spänen mit unterschiedlichen Kantenlängen, die Lage des Spans einen Einfluss hat, aufgrund der hauptsächlich entlang der Längsachse vorhandenen Dehnung.

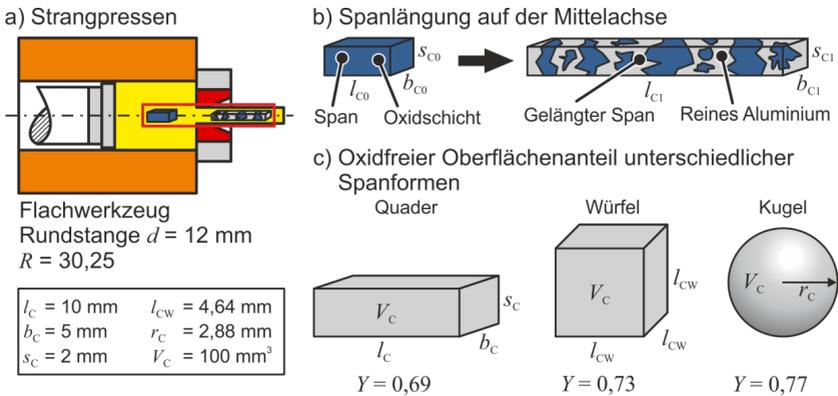


Bild 5.2: a) Strangpressen einer Rundstange durch eine Flachmatrize, b) Aufbrechen der Oxide durch Längung des Spans, c) Einfluss der Spanform auf die oxidfreie Oberfläche

Die Arbeiten von Cooper und Allwood (2014) zeigen, dass auch der Sauerstoff, der sich in den Rauheitstälern befindet, berücksichtigt werden muss, da er zu einer sofortigen Oxidation der freigelegten Aluminiumoberflächen führt. Bei der Analyse des Spänestrangpressprozesses zeigt sich, dass neben dem Sauerstoff in den Rauheitstälern ein Teil in den Poren der kompaktierten Späneblöcke eingeschlossen ist. Es stellt sich die Frage wie viel neues Aluminiumoxid während des Strangpressens durch diesen Sauerstoff entstehen kann. Ausgehend von der Reaktionsgleichung kann das Volumen des entstehenden Aluminiumoxids berechnet werden. Die Umwandlung von Sauerstoff in Aluminiumoxid kann durch die folgende chemische Reaktionsgleichung beschrieben werden:



Daraus ergeben sich die Stoffmengen, der für die Reaktion notwendigen Stoffe $n_{Al} = 4$ mol, $n_{O_2} = 3$ mol und $n_{Al_2O_3} = 2$ mol. Unter Einhaltung der Massenbilanz kann die Menge an entstehendem Aluminiumoxid bei bekanntem Sauerstoffvolumen mit Hilfe der Stoffmenge n und der molaren Masse M wie folgt berechnet werden:

$$V_{Al_2O_3} = \frac{n_{Al_2O_3} \cdot M_{Al_2O_3} \cdot \rho_{O_2}}{n_{O_2} \cdot M_{O_2} \cdot \rho_{Al_2O_3}} \cdot V_{O_2} \quad (5.12)$$

Nach Tylecote (1968) reicht eine Oxidschichtdicke von $t_{Ox} = 2,9$ nm aus, um eine Verschleißung zweier Aluminiumoberflächen zu verhindern. Damit lässt sich die Fläche berechnen, die durch ein bestimmtes Sauerstoffvolumen oxidiert werden kann:

$$A_{\text{neu,oxidiert}} = \frac{V_{Al_2O_3}}{2,9 \text{ nm}} \quad (5.13)$$

Die in Abschnitt 4.3.2 vorgestellten Späneblöcke haben bei einer relativen Dichte von 85 % einen eingeschlossenen Sauerstoffanteil von 3,15 Vol.-%. Die Späne weisen dabei initial eine Oxidfläche von $A_{\text{Oxid,Späne}} = 1,87 \text{ m}^2$ auf. Wird die Fläche, die mit dem Sauerstoff in den Blöcken oxidiert werden kann, ins Verhältnis zum initial vorhandenen Oxid auf den Spänen gesetzt

$$\frac{A_{\text{neu,oxidiert}}}{A_{\text{Oxid,Späne}}} \quad (5.14)$$

ergibt sich ein Wert von ≈ 4 . Dies bedeutet, dass die Fläche, die mit dem Sauerstoff in den Blöcken oxidiert werden kann viermal größer ist, als die Fläche des initial vorhandenen Oxids auf den Spänen. Es wird deutlich, dass der Sauerstoff in den Blöcken einen größeren Einfluss als das initial vorhandene Oxid auf den Spänen hat. Bay (1983) hat herausgefunden, dass mindestens 37,5 % oxidfreie Oberfläche vorhanden sein müssen, um eine Verschleißung zweier Metalloberflächen zu ermöglichen. Werden diese Erkenntnisse zusammengeführt, lässt sich die notwendige Oberflächenaufweitung eines Spans und damit die erforderliche Dehnung, die für eine Verschleißung erforderlich ist, berechnen. Dafür wird in Gl. (5.1) der Bay-Anteil $Y = 0,375$ eingesetzt und die Gleichung nach $A_{\text{Span},1}$ umgestellt sowie der Anteil der neu oxidierbaren Fläche hinzugefügt. Die notwendige Oberflächenvergrößerung ergibt sich dann zu:

$$A_{\text{Span},1} \geq \frac{A_{\text{Span},0}}{1 - 0,375} + \frac{A_{\text{neu,oxidiert}}}{n_{\text{Späne}}} \quad (5.15)$$

Ausgehend von dieser Formel lässt sich die erforderliche Dehnung, die für die Oberfläche $A_{\text{Span},1}$ notwendig ist berechnen. Unter der Annahme, dass die beiden Stirnflächen des gelängten Spans ($b_{C1} \cdot s_{C1}$) vernachlässigbar klein sind, errechnet sich die Fläche $A_{\text{Span},1}$ mit Hilfe von **Gl. (5.9)** wie folgt:

$$A_{Span1} = 2 \cdot (l_{CO} \cdot b_{CO} \cdot \sqrt{R} + l_{CO} \cdot s_{CO} \cdot \sqrt{R}). \tag{5.16}$$

Durch Einsetzen in **Gl. (5.15)** und anschließendem Umstellen ergibt sich das mindestens notwendige Pressverhältnis zur Erzielung einer entsprechend großen Oberfläche:

$$R \geq \left(\frac{5 \cdot A_{neu,oxidiert} + 8 \cdot n_{Späne} \cdot A_{Span,0}}{5 \cdot n_{Späne} \cdot 2 \cdot (l_{CO} \cdot b_{CO} + l_{CO} \cdot s_{CO})} \right)^2. \tag{5.17}$$

Nach Lange (1984) kann der Umformgrad wie folgt berechnet werden:

$$\varphi = \ln(\varepsilon + 1). \tag{5.18}$$

Durch Gleichsetzen mit **Gl. (2.1)** ergibt sich $R = \varepsilon + 1$ und durch Einsetzen in **Gl. (5.17)** kann die erforderliche Dehnung ε , die für eine Oberflächenvergrößerung eines Spans und damit eine Verschweißung notwendig ist, berechnet werden:

$$\varepsilon = \left(\frac{5 \cdot A_{neu,oxidiert} + 8 \cdot n_{Späne} \cdot A_{Span,0}}{5 \cdot n_{Späne} \cdot 2 \cdot (l_{CO} \cdot b_{CO} + l_{CO} \cdot s_{CO})} \right)^2 - 1. \tag{5.19}$$

Für die experimentelle Umsetzung des konkreten Falls einer Rundstange mit dem Durchmesser $d = 12$ mm und der Extrusion durch ein Flachwerkzeug mit dem Pressverhältnis $R = 30,25$ zeigt sich eine gute Übereinstimmung der auftretenden Dehnungen und der Verschweißung der Späne. In **Bild 5.3** ist ein Querschliff der stranggepressten Rundstange zu sehen. Auf der Mittelachse beträgt die Dehnung in Form des Umformgrads $\varphi = \ln(R) = 3,41$. Die für eine Verschweißung notwendige Dehnung beträgt nach **Gl. (5.19)** jedoch $\varepsilon = 298$ bzw. $\varphi = 5,7$. Die Simulation des Strangpressprozesses liefert die Umformgradverteilung innerhalb des Werkzeugs und Profils und ergibt einen Umformgrad von $\varphi > 5,7$ ab einem Radius von $r \approx 5$ mm.

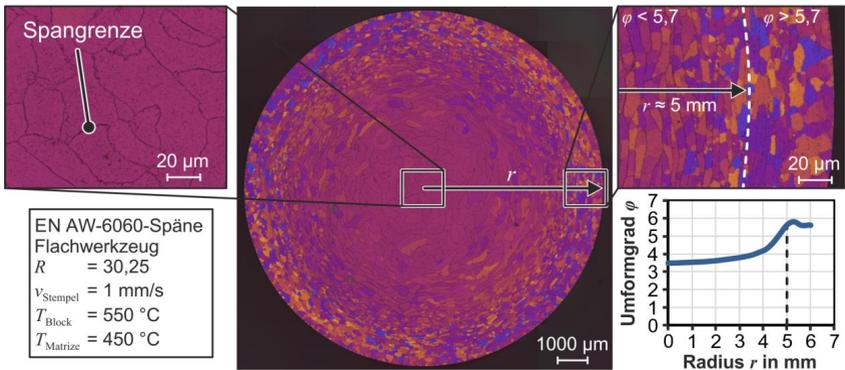


Bild 5.3: Querschliff einer spänebasierten Rundstange mit sichtbaren Spangrenzen in der Profilmittle und verschweißten Spänen ab einem Radius $r = 5$ mm

Auf den Mikroskopieaufnahmen des Querschliffs des Profils sind in der Mitte des Profils deutlich die Spangrenzen zu erkennen, was bedeutet, dass hier keine Verschweißung stattfindet. Ab einem Radius von $r = 5$ mm sind keine Spangrenzen mehr zu erkennen sodass auch die Korngrenzen an diesen nicht enden (Bereich $r > 5$ mm, $\varphi > 5,7$), sondern die Körner größer als die Späne sind, was auf eine Verschweißung schließen lässt. Der Zusammenhang zwischen der Verschweißung der Späne und der notwendigen Dehnung zum Aufbrechen der Oxide konnte somit gezeigt werden.

Die mindestens erforderliche Dehnung hängt somit auch mit der im Block befindlichen Menge an Sauerstoff zusammen. Wird die mindestens erforderliche Dehnung als Umformgrad (Gl. (5.18)) ins Verhältnis zur erzielbaren relativen Blockdichte ρ_B bei der Kompaktierung der Späne gesetzt (**Bild 5.4**), zeigt sich, dass mit zunehmender relativen Blockdichte eine geringere Dehnung erforderlich ist. Dies lässt sich durch den bei höherer Kompaktierung der Späne geringeren Sauerstoffanteil innerhalb des Blockes erklären und zeigt die Bedeutung einer möglichst dichten Kompaktierung der Späneblöcke.

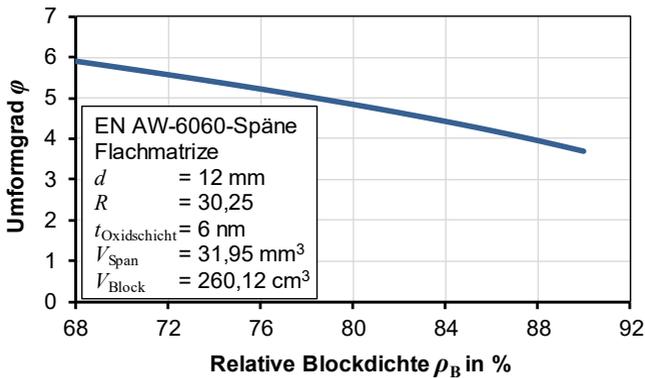


Bild 5.4: Mindestens notwendiger Umformgrad zur Verschweißung der Späne beim Strangpressen einer Rundstange durch eine Flachmatrize in Abhängigkeit von der relativen Blockdichte der Späneblöcke

Zusätzlich zur Dehnung sind jedoch, wie im Stand der Kenntnisse beschrieben, weitere lokale Größen wie der Druck oder die Fließspannung von entscheidender Bedeutung für die Verschweißung der Späne und damit den Prozessserfolg. Da diese Größen nicht analytisch berechnet und im Prozess gemessen werden können und auch die Dehnungsrechnung sich nur auf die Mittelachse bei Verwendung einer Flachmatrize bezieht, wurde ein numerisches Verschweißmodell entwickelt, um die Verschweißqualität auch für die in dieser Arbeit verwendeten anspruchsvolleren Profilgeometrien berechnen zu

können. Die Herleitung und Anwendung dieses Verschweißmodells wird im folgenden Abschnitt beschrieben.

5.2 Verschweißmodell

Das Verschweißmodell basiert auf dem im Stand der Kenntnisse beschriebenen Modell von Cooper und Allwood (2014) aufgrund seines physikalisch motivierten Hintergrunds. Dies bedeutet, dass es keine Fittingparameter enthält, da alle Parameter experimentell messbar und unabhängig sind, d.h. übertragbar. Das Modell lässt sich in drei Terme unterteilen:

$$\frac{\sigma_b}{k_f} = \underbrace{\left(\frac{0,8}{k_f} \sqrt{\sigma_n^2 + 3\tau^2} \right)}_a \cdot \underbrace{v}_b \cdot \underbrace{\left(\frac{0,8 \sigma_n - p_{ex}}{k_f} \right)}_c. \quad (5.20)$$

Im Vergleich zu den beim Strangpressen üblicherweise verwendeten Schweißkriterien, hat das Modell grundlegende Vorteile:

- Es kann eine absolute Verschweißfestigkeit berechnet werden, anstelle eines Qualitätsindex der keine direkte physikalische Bedeutung hat.
- Das Modell berücksichtigt zusätzlich, zu der für das Aufbrechen der Oxide notwendigen Grenzdehnung, den eingeschlossenen Sauerstoff. Dieser ist für das Spänestrangpressen wichtig, da die kompaktierten Späneblöcke Luft und damit Sauerstoff enthalten (s. Abschnitt 5.1).
- Die direkte explizite Formulierung der Verschweißfestigkeit (anstelle eines integralen Terms) hilft bei der Beurteilung der zugrundeliegenden physikalischen Phänomene.

Das Cooper-Allwood-Modell ist jedoch aufgrund seiner eindimensionalen Formulierung, bei der die laterale Richtung durch eine Einheitsbreite berücksichtigt wird, nicht direkt für das Spänestrangpressen anwendbar. Deshalb wurden einige Änderungen der einzelnen Terme vorgenommen (**Bild 5.5**), die im Folgenden ausführlich beschrieben werden.

a) Relevante Dehnung und relevanter Druck

Aufgrund der Verteilung der Späne im Späneblock ist die Verschweißung zwischen einzelnen Spänen ein komplexer dreidimensionaler Prozess. Die Ausrichtung der Kontaktflächen variiert und ändert sich während des Strangpressens. Um dies zu berücksichtigen wird die lokale Verschweißqualität homogenisiert, indem die effektive plastische Dehnung ε als relevante Dehnung betrachtet wird. Ebenso wird der hydrostatische

Druck p als die relevante Spannung definiert, die für das Verschweißen erforderlich ist, da der Druck für die Verdichtung des Materials verantwortlich ist (**Bild 5.5a**).

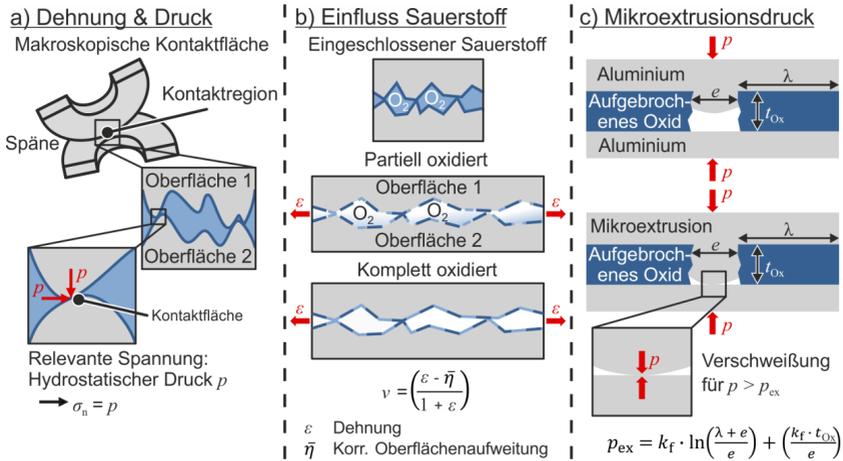


Bild 5.5: Anpassungen des Cooper-Allwood- Modells zur Berechnung der Verschweißqualität beim Spänestrangpressen

Da alle Hauptspannungen beim Strangpressen negativ sind, führt die Betrachtung des Drucks vermutlich zu einer Unterschätzung der Verschweißung, da er immer niedriger als die betragsmäßig höchste negative Hauptspannung ist. Die Definition der effektiven Dehnung ist ein typisches Maß, um einen dreidimensionalen Dehnungszustand auf einen Skalar zu reduzieren und ihn mit dem Dehnungszustand unter einachsiger Spannung vergleichbar zu machen. Dies führt voraussichtlich zu keiner signifikanten Über- oder Unterschätzung der Verschweißqualität. In Kombination führen beide Annahmen insgesamt zu einer Unterschätzung, die für eine Vorhersage der Schweißqualität mit dem Ziel einer optimierten Prozessgestaltung annehmbar ist.

b) Einfluss des eingeschlossenen Sauerstoffs

Im Modell von Cooper und Allwood wird im Term v der notwendige Grenzwert zur Oberflächenaufweitung η berechnet, der notwendig ist, um die Oxide aufzubrechen und das Grundmetall durch die resultierenden Risse fließen zu lassen. Dieser berücksichtigt jedoch nur den Sauerstoff, der in den Rauheitstälern zwischen den Grenzflächen eingeschlossen ist. Wie bereits beschrieben, erhöht die hohe Porosität der kompaktierten Späneblöcke jedoch die eingeschlossene Sauerstoffmenge deutlich. Um dies zu berücksichtigen erfolgt eine Erhöhung des Grenzwertes für die notwendige Oberflächenaufweitung gemäß:

$$\bar{\eta} = \eta + \xi. \tag{5.21}$$

Hier ist ζ ein Term, der die zusätzliche Oberflächenaufweitung berücksichtigt, die erforderlich ist, um den in den Poren des Späneblockes eingeschlossenen Sauerstoff vollständig in Oxide auf der Spanoberfläche umzuwandeln und $\bar{\eta}$ ist der korrigierte Grenzwert für die notwendige Oberflächenaufweitung für ein vollständiges Aufbrechen der Oxide (**Bild 5.5b**). Je geringer der eingeschlossene Sauerstoffanteil innerhalb des Späneblockes ist, desto geringer ist auch der Term ζ , da dadurch weniger Oberfläche oxidiert werden kann.

Eine exakte experimentelle Bestimmung der porositätsbedingten zusätzlichen Oberflächenaufweitung ζ ist schwierig, da ein unbekannter Teil der Luft während der Verdichtung aus dem spänebasierten Block entweicht. Eine untere und obere Grenze der im Block enthaltenen Sauerstoffmenge kann jedoch analytisch abgeschätzt werden. Diese hängt dabei von der Spanform und den verwendeten Abmessungen des Blockes, sowie dem Grad der Kompaktierung ab. Für die Obergrenze wird die zufällige dichteste Packung von kugelförmigen Objekten betrachtet, die nach Berryman (1983) und den Untersuchungen von Torquato et al. (2000) maximal 64 % beträgt. Es wird zunächst davon ausgegangen, dass während der Kompaktierung keine Luft evakuiert wird, wodurch sich ein relatives Gesamtsauerstoffvolumen von 7,56 Vol.-% innerhalb des Späneblockes ergibt. Dies ist der ungünstigste Fall, da sich dadurch die erforderliche Dehnung für eine Verschweißung der Späne deutlich erhöht. Da Luft bei Raumtemperatur 21 Vol.-% Sauerstoff enthält, wird für die Untergrenze angenommen, dass sich im kompaktierten Block bei einer relativen Blockdichte von $\rho_B = 85\%$ ein Sauerstoffvolumen von 3,15 Vol.-% befindet. Es ist anzunehmen, dass während der Kompaktierung ein gewisser Teil des Sauerstoffs komprimiert wird, sodass das tatsächliche Sauerstoffvolumen zwischen der oberen und unteren Grenze liegt:

$$3,15 \leq \text{Vol. -\% O}_2 \leq 7,56. \tag{5.22}$$

In Abhängigkeit von den Maßen der Späne (**Bild 5.6**) und der Späneblöcke kann damit das Sauerstoffvolumen berechnet werden.

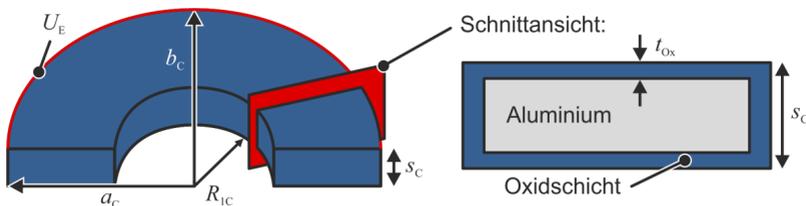


Bild 5.6: Dimensionen der elliptischen Spangeometrie

Für die in Abschnitt 4.3.1 ermittelte Spanform sowie die ermittelten Abmessungen eines Spans ergibt sich das Spanvolumen zu:

$$V_{\text{Span}} = \frac{1}{2} \cdot s_C \cdot \pi \cdot (a_C \cdot b_C - R_{1C}^2). \quad (5.23)$$

Die Oberfläche eines Spans berechnet sich für die elliptische Spanform und unter numerischer Berechnung des Ellipsenumfangs U_E zu:

$$A_{\text{Span}} = \pi \cdot ((a_C \cdot b_C - R_{1C}^2) + s_C \cdot R_{1C}) + 2 \cdot s_C \cdot (a_C - R_{1C}) + \frac{1}{2} \cdot U_E \cdot s_C. \quad (5.24)$$

Mit Hilfe des Spanvolumens und der in Abschnitt 4.3.2 beschriebenen Parameter der kompaktierten Späneblöcke lässt sich die Anzahl der Späne $n_{\text{Späne}}$ innerhalb eines Blockes berechnen.

Ausgehend von dem vorhandenen Sauerstoffvolumen von 3,15 Vol.-% kann mittels der **Gl. (5.13)** die Fläche, die oxidiert werden kann, berechnet werden. Wird diese Fläche auf die gesamte Oberfläche der Späne bezogen ergibt sich die Oberflächenaufweitung, die durch das Strangpressen erzeugt werden muss, um den gesamten vorhandenen Sauerstoff in Oxid umzuwandeln:

$$\xi = \frac{A_{\text{neu,oxidiert}}}{A_{\text{Späne}} \cdot n_{\text{Späne}}}. \quad (5.25)$$

Unter Berücksichtigung der Unter- und Obergrenze für die Menge des eingeschlossenen Sauerstoffs ergeben sich die Grenzen von ξ zu:

$$4,0 \leq \xi \leq 12,8. \quad (5.26)$$

Das bedeutet, um die Oxide aufzubrechen und reines Aluminium freizulegen, muss die anfängliche Spanoberfläche um mindestens 400 % erhöht werden. Im Vergleich zum Einfluss des in den Rauheitstälern eingeschlossenen Sauerstoffs nach dem Cooper-Allwood-Modell (unter Berücksichtigung einer durchschnittlich gemessenen Spanoberflächenrauheit von 60 μm) beträgt der Oberflächenanteil, der durch den Sauerstoff in den Rauheitstälern oxidiert werden kann 163 %. Folglich ist die durch den Sauerstoff aus den Poren des Späneblockes oxidierte Oberfläche um einen Faktor von mindestens 2,45 größer als die durch den Sauerstoff in den Rauheitstälern oxidierte Oberfläche. Somit ist der Sauerstoffanteil, der in den Hohlräumen des kompaktierten Blockes eingeschlossen ist der treibende Faktor beim Spänestrangpressen. Für die Berechnung der Verschweißqualität wurde der Mittelwert der unteren und oberen Grenze für ξ entsprechend der Kompaktierung der Blöcke und damit der realtiven Dichte $\rho_B = 85\%$ angepasst und als $\zeta = 8,4$ gewählt. Basierend auf der analytischen Abschätzung liegt die zusätzliche Oberflächenaufweitung ζ in Abhängigkeit von der Spangröße und -form im Bereich von $2,4\eta < \zeta < 7,8\eta$.

Die Menge an gelöstem Sauerstoff in der Luft ist eine Funktion der Temperatur. Während der Kompaktierung wird der Sauerstoff bei Raumtemperatur (20 °C) in den Poren

der Blöcke eingeschlossen. Es wird angenommen, dass sich die in den Poren eingeschlossene Sauerstoffmenge während des Strangpressens nicht weiter erhöht, da kein zusätzlicher Sauerstoff dem System zugeführt wird.

Der Term v berechnet sich mit Hilfe der auftretenden Dehnung ε und des korrigierten Grenzwerts für die notwendige Oberflächenaufweitung für ein vollständiges Aufbrechen der Oxide $\bar{\eta}$:

$$v = \frac{\varepsilon - \bar{\eta}}{1 - \varepsilon}. \quad (5.27)$$

c) Mikroextrusionsdruck

Der hydrostatische Druck p wird als die relevante Spannung definiert, die erforderlich ist, um das freigelegte reine Aluminium durch die Risse in den Oxiden zu drücken. Ist der Druck größer als der Mikroextrusionsdruck p_{ex} kann das reine Aluminium durch die Risse in den Oxiden gedrückt werden und eine Verschweißung ist möglich (**Bild 5.5c**). Der Mikroextrusionsdruck p_{ex} ist definiert durch

$$p_{\text{ex}} = k_f \cdot \ln\left(\frac{\lambda + e}{e}\right) + \left(\frac{k_f \cdot t_{\text{Ox}}}{e}\right). \quad (5.28)$$

Hierin sind λ und t_{Ox} die Breite und Dicke der Oxidfragmente bzw. Oxidschicht und der Term e beschreibt die Breite des Risses zwischen den aufgebrochenen Oxiden (s. Bild 5.5c). Die Berechnung von λ und e hängt von der Oxidschichtdicke t_{Ox} , der Dehnung und der Oberflächenaufweitung $\bar{\eta}$ ab und ist der Veröffentlichung von Cooper und Allwood (2014) zu entnehmen.

Verschweißmodell

Basierend auf den beschriebenen Änderungen und Anpassungen der einzelnen Terme des Modells ergibt sich für die Berechnung der Verschweißqualität beim Spänestrangpressen das Modell wie folgt:

$$\frac{\sigma_b}{k_f} = \left(\frac{0,8}{k_f} p\right) \cdot v \cdot \left(0,8 \frac{p - p_{\text{ex}}}{k_f}\right). \quad (5.29)$$

Die Implementierung des Modells in ein ausführbares Skript sowie die Verwendung für die Berechnung der Verschweißqualität verschiedener Querschnittsgeometrien wird in den folgenden Abschnitten beschrieben.

Implementierung des Verschweißmodells

Zur Berechnung der Verschweißqualität eines Profils wurde das angepasste Modell in der Software MATLAB der Firma MathWorks programmiert. Um die erforderlichen Feldgrößen (Druck p , Dehnung ε , Fließspannung k_f , Temperatur T) zur Berechnung zu

erhalten, ist zunächst eine konventionelle FE-Simulation des Profils notwendig. Diese wurde in der Software HyperXtrude (stationäre Euler-Formulierung) der Firma Altair durchgeführt (für den Modellaufbau und die getroffenen Annahmen siehe Anhang B). Ausgehend von den Simulationsergebnissen (**Bild 5.7a**) werden die erforderlichen Feldgrößen extrahiert. Dafür werden Punkte auf dem Profilquerschnitt definiert und eine Berechnung gestartet, um die Bahn der Partikel während des Strangpressens zurückzufolgen (**Bild 5.7b**). Alle notwendigen Feldgrößen werden entlang jeder untersuchten Partikelbahn extrahiert (**Bild 5.7c**). Die Verschweißqualität wird anschließend individuell für n Punkte entlang jeder Partikelbahn berechnet. Da im Rezipienten und während des Strangpressprozesses keine positiven hydrostatischen Spannungen vorhanden sind, wird angenommen, dass sich die Verschweißqualität nur erhöhen kann. Dies wird berücksichtigt, indem angenommen wird, dass die lokale Verschweißqualität die maximale Verschweißqualität ist, die bis zum aktuellen Punkt i erreicht wird (**Bild 5.7d**).

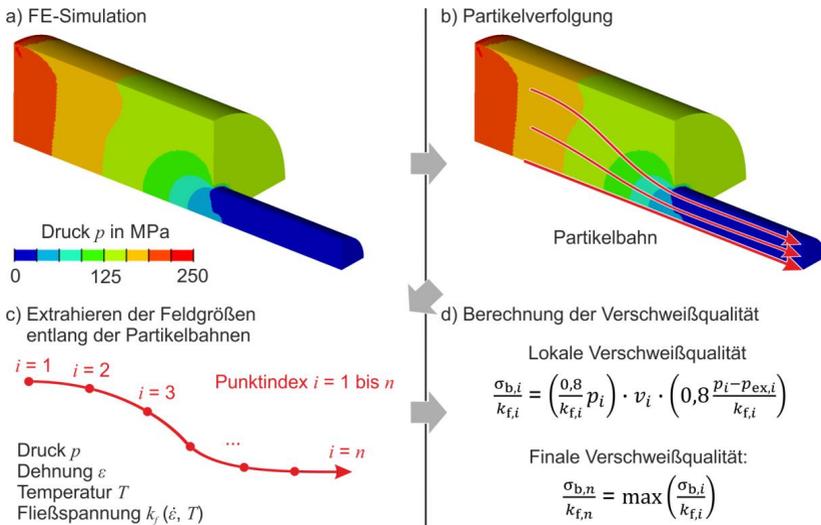


Bild 5.7: Implementierung des angepassten Verschleißmodells zur Berechnung der Verschweißqualität beim Spänestrangpressen

Folglich erfolgt im Modell keine Summierung von Verschweißqualitätsinkrementen, sondern stattdessen wird die Verschweißqualität im vorherigen Schritt $i-1$ mit der neuen Verschweißqualität im aktuellen Punkt i verglichen und der höhere Wert als endgültige Verschweißqualität bis zu diesem Punkt gespeichert. Dies hat den Vorteil, dass die berechnete Verschweißqualität nicht von der Weglänge einer einzelnen Partikelbahn abhängt, sodass ein Vergleich sehr unterschiedlicher Matrizengeometrien oder Matrizentypen möglich ist. Um eine Verschleißung der Späne und damit einen Prozessserfolg

vorhersagen zu können wurde in Versuchsreihen ermittelt, dass die Verschweißqualität mindestens 95 % betragen sollte (Anhang C).

5.3 Berechnung und Analyse der Verschweißqualität

Mit Hilfe des aufgestellten Modells zur Berechnung der Verschweißqualität und unter Verwendung des programmierten Skripts kann die Verschweißqualität für unterschiedliche Profilgeometrien berechnet werden. Die dafür erforderlichen Feldgrößen werden durch Simulationen, deren Aufbau in Anhang B beschrieben ist, ermittelt. Im Folgenden wird zunächst die Verschweißqualität für die in Abschnitt 5.1 verwendete Rundstange bestimmt. Anschließend erfolgt die Analyse der offenen Profilgeometrien und Bleche.

5.3.1 Verschweißqualität beim Strangpressprozess

Für die zur analytischen Berechnung verwendete Rundstange ($d = 12 \text{ mm}$, s. Abschnitt 5.1) wurde mit Hilfe des Verschweißmodells die Verschweißqualität berechnet. Hierbei wurden die gleichen Parameter (EN AW-6060, Flachmatrize, $R = 30,25$, $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$, $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$, $T_{\text{Matrize}} = 450 \text{ °C}$) verwendet, um eine Vorhersage der Verschweißung der Späne durch den Spänestrangpressprozess zu treffen. Anhand des in **Bild 5.8a** dargestellten Konturplots des Profilquerschnitts (aufgrund der Symmetrie ist nur ein Viertel der Rundstange dargestellt) ist zu erkennen, dass ausgehend von der Mitte des Profils die Verschweißqualität bis zur Profiloberfläche ansteigt. Während in der Mitte nur eine Verschweißqualität von ca. 72 % vorliegt, steigt diese zur Profiloberfläche auf fast 100 % an. Ab einer Pfadlänge von ca. 5 mm, was dem Radius der Rundstange entspricht, steigt der Wert der Verschweißqualität auf 95 % an (**Bild 5.8b**).

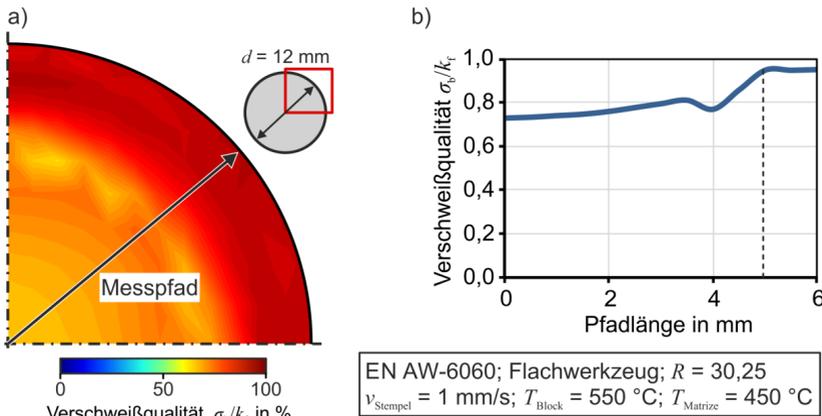


Bild 5.8: a) Konturplot der berechneten Verschweißqualität der Rundstange ($d = 12 \text{ mm}$), b) Verschweißqualität entlang des Messpfades

Das Verschweißmodell sagt somit eine Verschweißung der Späne ab einem Radius von $r = 5$ mm voraus und damit einen Prozessserfolg beim Strangpressen des Rundprofils aus Spänen. Beim Vergleich des Verschweißmodells mit den in Bild 5.3 gezeigten Mikrostrukturaufnahmen des Profilquerschnitts der gepressten Rundstange zeigt sich eine gute Übereinstimmung. Die Verschweißung der Späne erfolgt ab einem Radius von ca. $r = 5$ mm und ein Prozessserfolg stellt sich beim Spänestrangpressen ein. Das Verschweißmodell kann somit die Verschweißqualität korrekt vorhersagen und auch den Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter wie Werkzeugdesign oder Pressverhältnis erfassen.

Im Folgenden wird der Einfluss der Parameter auf die Verschweißqualität für die in dieser Arbeit verwendeten Profilgeometrien beschrieben. Die Verschweißqualität der Späne während des Strangpressprozesses wurde dafür für die in Abschnitt 4.3.4 vorgestellten Profilgeometrien sowie die in Abschnitt 4.3.5 genannten Prozessparameter berechnet. Ziel war die Ermittlung des Einflusses der Profilgeometrien und Prozessparameter auf die Verschweißung, um den Prozessserfolg zu bestimmen. Darüber hinaus ist die umformtechnische Weiterverarbeitung der Bleche von großer Bedeutung weshalb die Parameter die zur höchsten Verschweißqualität führen ermittelt werden, sodass Profile, die größtmögliche Umformungen ermöglichen, realisierbar sind. Es wird zunächst auf die Verschweißqualität der unterschiedlichen Profilgeometrien eingegangen. Hierbei ist zu beachten, dass die Werkzeuge für die elliptischen Profilgeometrien sowie das Blumenprofil nicht von einem Werkzeugbauer ausgelegt wurden. Dies bedeutet, dass die Werkzeuge stark vereinfacht wurden, sodass Übergänge und Radien nicht berücksichtigt werden. Da hierdurch der Materialfluss und folglich auch die lokalen Feldgrößen beeinflusst werden, wird davon ausgegangen, dass die Verschweißqualität dieser Profile überschätzt wird, da durch fehlende Rundungen höhere Dehnung und Drücke entstehen.

In **Bild 5.9** ist die Verschweißqualität des zylindrischen Profils dargestellt. Insgesamt besteht eine hohe Verschweißqualität über den gesamten Profilquerschnitt. Insbesondere im Oberflächenbereich beträgt die Verschweißqualität über 95 %, die notwendig für einen Prozessserfolg ohne Delamination der Späne und Defekte an der Profilloberfläche ist (Anhang C). Über die Wandstärke existiert nur ein kleiner Bereich in der Mitte des Profils, in dem die berechnete Verschweißqualität unter 90 % liegt. In den Bereichen $\pm 45^\circ$ kann eine sehr hohe Verschweißqualität von bis zu 100 % festgestellt werden. Dies ist auf die Konstruktion des Strangpresswerkzeugs zurückzuführen. Die verwendeten Tragarme, die den Dorn halten, teilen den Späneblock in vier Stränge auf, wodurch ein geteilter Materialfluss entsteht. Das Aluminium muss um die Tragarme des Dorns fließen. Dadurch bewegen sich die Späne entlang längerer Bahnen innerhalb des Kammerwerkzeugs und erfahren höhere Dehnungen, bevor sie in die Schweißkammer gelangen. Dies führt zu einer hohen Oberflächenvergrößerung der Späne und damit zu

einer sehr guten Verschweißung. Die vorhergesagte oberflächennahe Verschweißqualität im Profil liegt über dem angegebenen Schwellenwert von 95 % und es existiert eine generell hohe Verschweißqualität über den gesamten Profilquerschnitt. Dies erklärt der Prozesserfolg in den experimentellen Strangpressversuchen (s. Abschnitt 4.3.6).

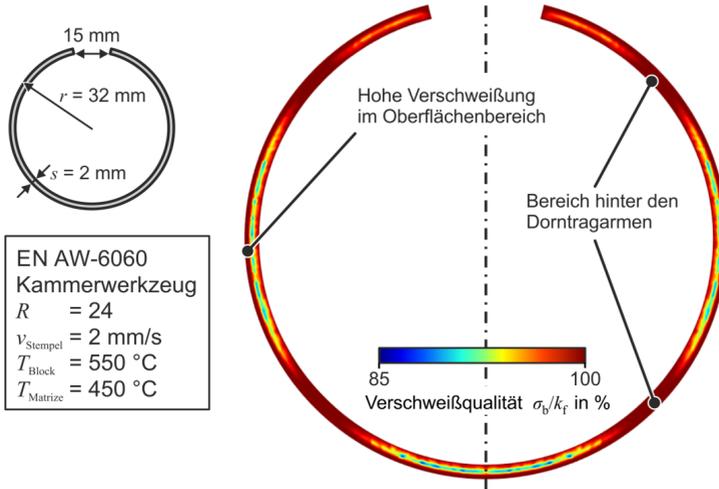


Bild 5.9: Berechnete Verschweißqualität des zylindrischen Profils ($R = 24$) für das Referenzparameterset

Einfluss der Blockeinsatztemperatur

In der Literatur wird den Strangpressprozessparametern Blockeinsatztemperatur und Stempelgeschwindigkeit nur ein geringer Einfluss auf die Verschweißung und den Prozesserfolg des Spänestrangpressens zugeschrieben. Allerdings kann es vorkommen, dass sich im realen Strangpressprozess Temperaturschwankungen einstellen. Aus diesem Grund wurde numerisch überprüft, welche Auswirkungen auf die Verschweißung solche Schwankungen haben können. Ausgehend vom Referenzparameterset für das zylindrische Profil (EN AW-6060, Kammerwerkzeug, $R = 24$, $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$, $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Matrize}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$), wurde zunächst die Blockeinsatztemperatur variiert und auf $T_{\text{Block}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$ und $T_{\text{Block}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ festgelegt. Aufgrund der Symmetrie sind die Konturplots der Profile im Folgenden nur als Halmodelle dargestellt. Anhand der Konturplots der Verschweißqualität in **Bild 5.10** ist kein Unterschied in der Vorhersage der Verschweißung festzustellen. Die Konturplots gleichen sich für alle drei Blockeinsatztemperaturen. Zur genaueren Überprüfung wurde an drei Positionen des Profilquerschnitts die Verschweißqualität ermittelt. An den markierten Positionen wurde die Verschweißqualität über die Profilstärke gemittelt.

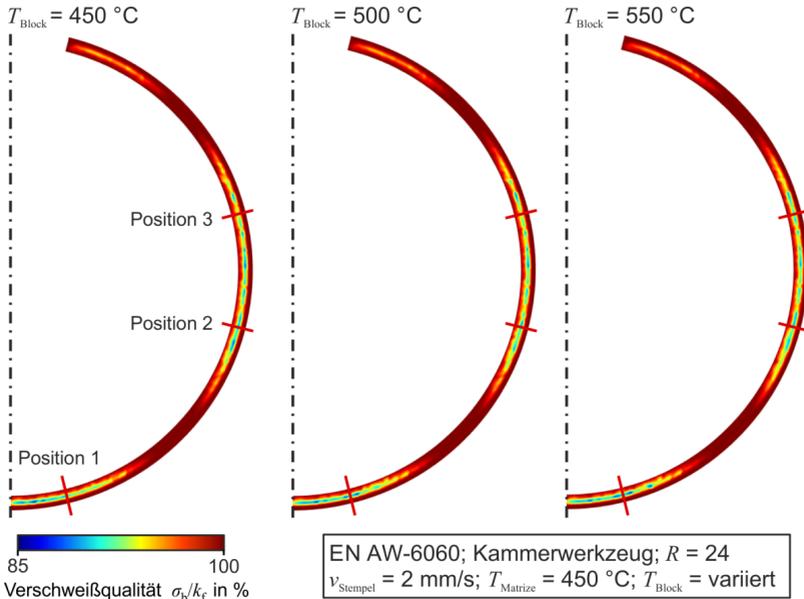


Bild 5.10: Berechnete Verschweißqualität des zylindrischen Profils für unterschiedliche Blockeinsatztemperaturen

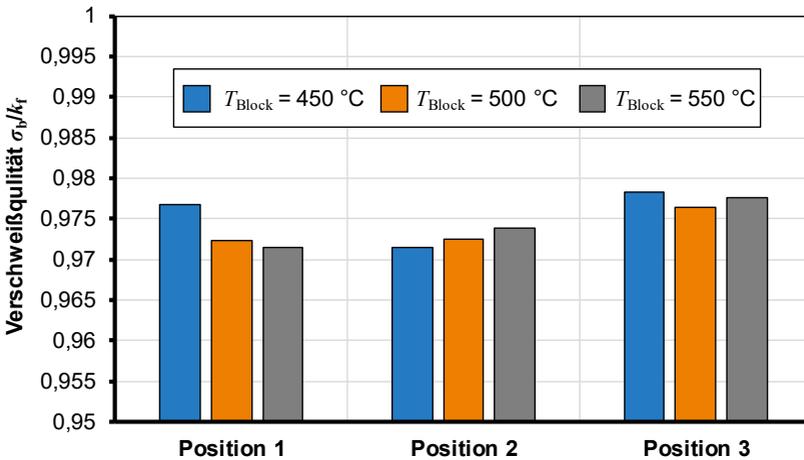


Bild 5.11: Vergleich der Verschweißqualität an verschiedenen Positionen des zylindrischen Profilquerschnitts in Abhängigkeit der Blockeinsatztemperatur

Im Diagramm in **Bild 5.11** ist zu erkennen, dass der Wert der Verschweißqualität schwankt und sich kein klarer Trend für den Einfluss der Blockeinsatztemperatur feststellen lässt. Insgesamt beträgt die Differenz für die Werte der Verschweißqualität maximal 0,5 %. Es kann somit kein signifikanter Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die Verschweißung der Späne festgestellt werden, sodass Temperaturschwankungen während des Prozesses einen zu vernachlässigenden Einfluss haben. Die Blockeinsatztemperatur wurde für alle weiteren Untersuchungen auf $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ festgelegt. Zur Validierung der Ergebnisse der Vorhersage der Verschweißqualität wurde das zylindrische Profil experimentell mit einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ stranggepresst.

Einfluss der Stempelgeschwindigkeit

Basierend auf den Erkenntnissen der Variation der Blockeinsatztemperatur wurde für $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ die Stempelgeschwindigkeit variiert (**Bild 5.12**). Auch hier ist aus der Literatur bekannt, dass nur ein geringer Einfluss auf die Verschweißung der Späne besteht. Jedoch kann es auch während des Strangpressens aufgrund von Ungenauigkeiten bei der Geschwindigkeitsregelung zu Schwankungen kommen. Zusätzlich kann bei einer kritischen Verschweißqualität im oberflächennahen Bereich durch eine Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit ein Aufreißen der Profilloberfläche verhindert werden.

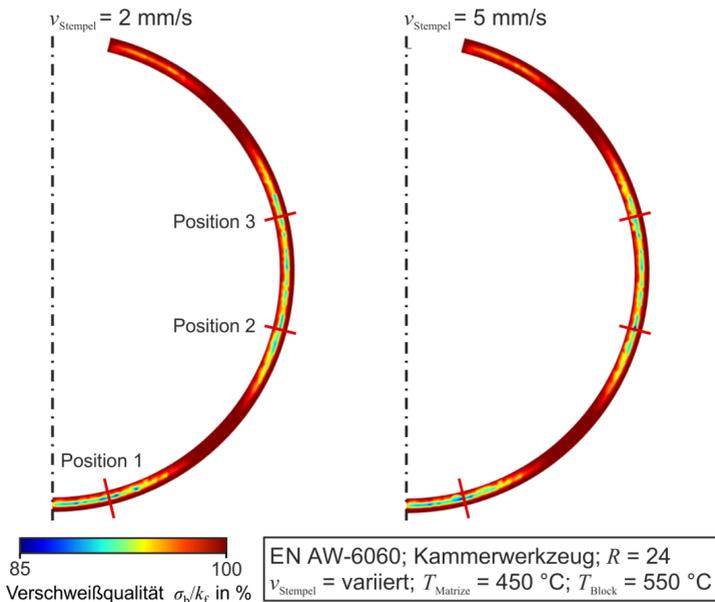


Bild 5.12: Berechnete Verschweißqualität des zylindrischen Profils für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeiten

Deshalb wurde die Stempelgeschwindigkeit von $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$ auf $v_{\text{Stempel}} = 5 \text{ mm/s}$ erhöht, um den Einfluss zu überprüfen. In Bild 5.12 sind die Konturplots der Verschleißqualität für das zylindrische Profil für die Stempelgeschwindigkeiten $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$ und $v_{\text{Stempel}} = 5 \text{ mm/s}$ dargestellt. Auch für die Variation der Stempelgeschwindigkeit ist kein Unterschied in der Vorhersage der Verschleißung festzustellen.

Es wurde ebenfalls die Verschleißqualität an drei Stellen des Profilquerschnitts bestimmt. Der Wert der Verschleißqualität wurde dafür über die Profilwandstärke gemittelt. Anhand der Werte in **Bild 5.13** ist ersichtlich, dass die Stempelgeschwindigkeit keinen deutlichen Einfluss auf die Verschleißung der Späne hat. Die maximale Differenz an Position drei beträgt 0,2 % sodass für die weiteren Untersuchungen die Stempelgeschwindigkeiten auf $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$ festgelegt wurde.

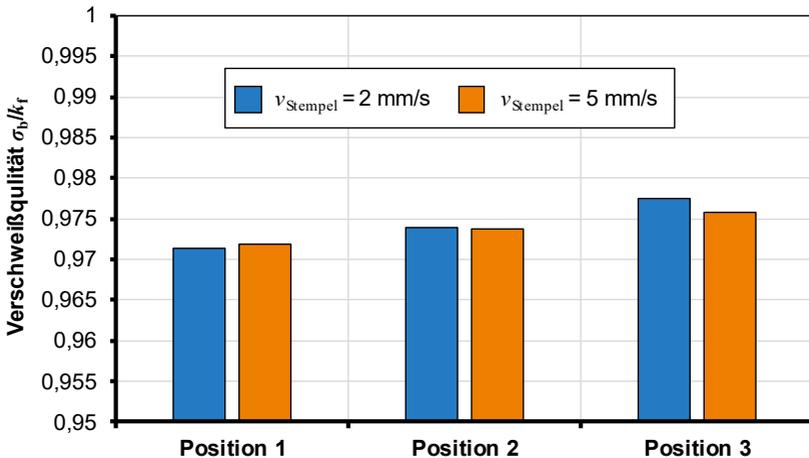


Bild 5.13: Vergleich der Verschleißqualität an verschiedenen Positionen des zylindrischen Profilquerschnitts in Abhängigkeit der Stempelgeschwindigkeit

Einfluss des Pressverhältnisses

Eine entscheidende Beeinflussung der im Werkzeug auftretenden Dehnungen und Drücke kann durch die Erhöhung des Pressverhältnisses erfolgen. Dadurch kann zusätzlich der Bereich, in dem beide Werte hoch sind, erweitert werden. Für das zylindrische Profil wurde durch die Verringerung der Profilwandstärke von $s = 2 \text{ mm}$ auf $s = 1 \text{ mm}$ das Pressverhältnis von $R = 24$ auf $R = 48$ verdoppelt. Dadurch ist eine Verbesserung der Verschleißung der Späne zu erwarten, die mit Hilfe des Verschleißmodells überprüft wurde. Insgesamt zeigt sich eine sehr hohe Verschleißqualität über den gesamten Profilquerschnitt, die in **Bild 5.14** dargestellt ist. Vor allem im Oberflächenbereich beträgt die Verschleißqualität nahezu 100 %. Über die Wandstärke existiert eine gesteigerte

Verschweißqualität im Vergleich zu dem Profil mit einem Pressverhältnis von $R = 24$. Analog zu diesem Profil existiert der Bereich hinter den Dornttragarmen mit einer ebenfalls fast 100-prozentigen Verschweißung. Durch die Steigerung des Pressverhältnisses kann somit eine verbesserte Verschweißung erzielt werden, die vor allem die Mitte der Wandstärke der Profile betrifft. Auch diese Profile konnten somit erwartungsgemäß experimentell hergestellt und in den weiteren Prozessschritten untersucht werden.

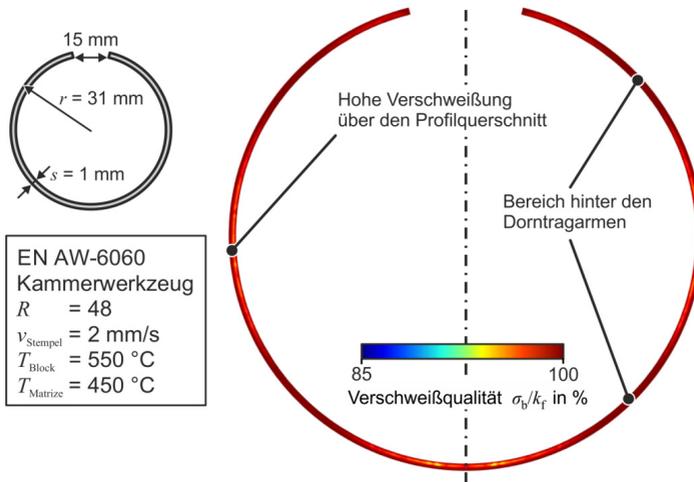


Bild 5.14: Einfluss des Pressverhältnisses auf die Verschweißqualität des zylindrischen Profils ($R = 48$)

Einfluss der Profilquerschnittsgeometrie

Des Weiteren wurde die Verschweißqualität der elliptischen Profile sowie des Blumenprofils untersucht. Durch die Vereinfachungen der Werkzeuge ergibt sich ein größeres Werkstoffvolumen innerhalb der Werkzeuge was dazu führt, dass zum Beispiel die Drücke innerhalb der Werkzeuge höher sind. Hierdurch wird die Verschweißqualität überschätzt, sodass in der realen experimentellen Umsetzung der Profilgeometrien eine geringere Verschweißung zu erwarten ist. Trotzdem kann durch die Berechnung der Verschweißqualität eine Abschätzung des Prozessenerfolgs und des Einflusses der unterschiedlichen Querschnittsgeometrien beim Spänestrangpressen vorgenommen werden.

In **Bild 5.15** ist die Verschweißqualität über der Querschnittsfläche der beiden elliptischen Profile dargestellt. Für beide Geometrien zeigt sich ein ähnliches Bild wie für das zylindrische Profil. In den Bereichen hinter den Dornttragarmen existiert eine erhöhte Verschweißqualität aufgrund der höheren Dehnung der Späne in diesem Bereich (s. Abschnitt 4.3.4). Eine insgesamt höhere Verschweißung zeigt sich für das erste elliptische Profil (Bild 5.15a).

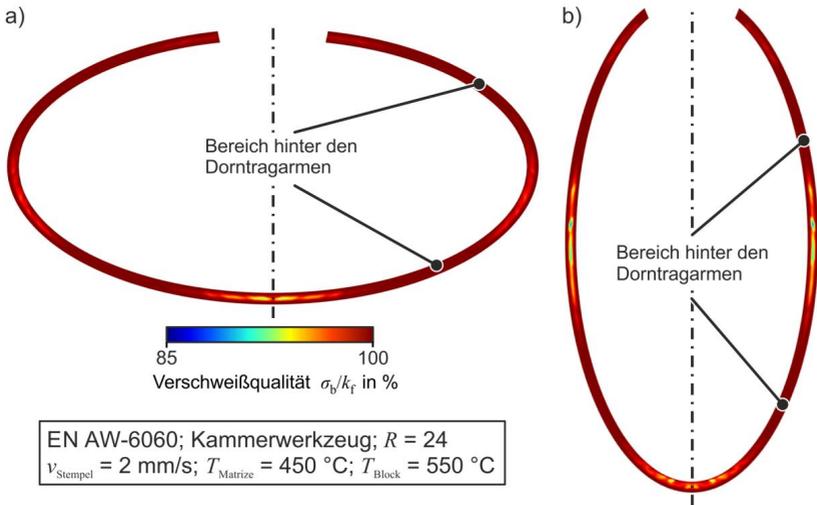


Bild 5.15: Berechnete Verschweißqualität der elliptischen Profile für das Referenzparameterset

Dies ist auf die breite Form und den damit einhergehenden Werkstofffluss zurückzuführen. Im Vergleich dazu ist der zurückgelegte Weg der Späne innerhalb des Werkzeugs für das zweite schmale elliptische Profil kürzer. Dadurch zeigt sich in der Profilmitte eine etwas geringere Verschweißqualität (Bild 5.15b). Insgesamt ist jedoch bei beiden elliptischen Profilgeometrien eine hohe Verschweißqualität ($> 95 \%$) über den gesamten Profilquerschnitt und vor allem im Randbereich vorhanden, sodass auch bei diesen Profilen ein Prozessserfolg zu erwarten wäre.

Für die gleichen Parameter wurde die Simulation des Werkzeugs des Blumenprofils und die anschließende Berechnung der Verschweißqualität durchgeführt. Es zeigt sich eine insgesamt sehr hohe Verschweißqualität über den gesamten Profilquerschnitt (**Bild 5.16**). Insgesamt liegt die Verschweißqualität nahe 100% mit nur wenigen Bereichen mit Werten oberhalb von knapp 96% . Dies ist auf die kompaktere Größe des Profils in Kombination mit dem großen Werkstoffflussvolumen zurückzuführen wodurch hohe Dehnungen und auch Drücke entstehen, die zu der berechneten sehr hohen Verschweißqualität führen.

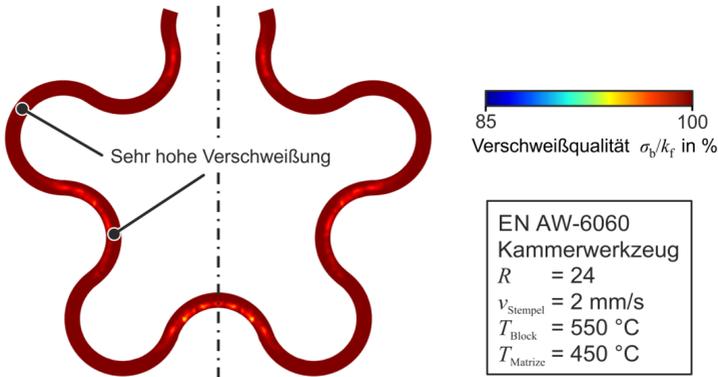


Bild 5.16: Berechnete Verschweißqualität des Blumenprofils für das Referenzparameter-set

5.3.2 Verschweißqualität beim Walzen

Durch den Walzprozess, bei dem eine Stichabnahme und damit eine weitere Reduzierung der Blechdicke erfolgt, wird eine Dehnung des Materials hervorgerufen. Zusätzlich herrscht gleichzeitig auch ein Druck im Walzspalt, der dazu führen könnte, dass eine weitere Verbesserung der Verschweißung zwischen den Spänen erzielt wird. Deshalb wurde die Verschweißqualität auch nach dem Walzen berechnet, um den Einfluss der Stichabnahme auf die Späneverschweißung zu ermitteln. Hierfür erfolgte zunächst die Simulation des Walzprozesses für eine Stichabnahme $\epsilon_h = 0,25$ (resultierende Blechdicke $s = 1,5 \text{ mm}$) sowie für $\epsilon_h = 0,5$ (resultierende Blechdicke $s = 1,0 \text{ mm}$). Zur numerischen Modellierung wurde die elastisch-plastische FEM genutzt (Abaqus 2016, Implizit 2D). Das Simulationsmodell mit dem vernetzten Blech und der Ober- und Unterwalze ist in **Bild 5.17** dargestellt.

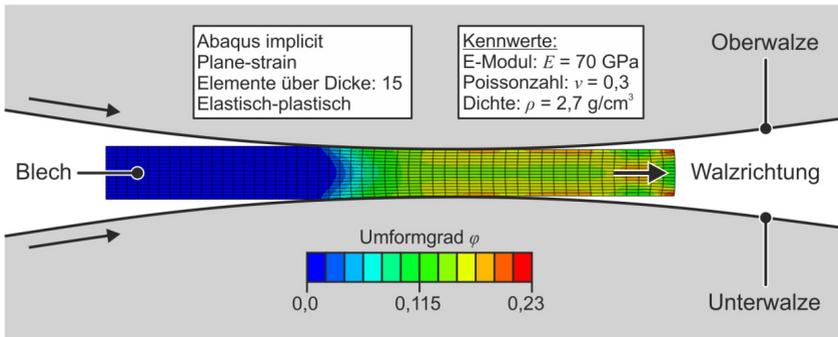


Bild 5.17: FEM Modell des Walzprozesses

Im Modell wird der ebene Formänderungszustand angenommen, das Blech wird elastisch-plastisch mit isotroper Verfestigung modelliert und die Walzen werden als starr angenommen. Es wurden 15 Elemente über die Blechdicke verwendet, was einer Elementkantenlänge von $l_e = 0,134$ mm entspricht (Elementtyp: CPE4R).

Die Fließkurve der EN AW-6060 Legierung wurde durch Zugversuche ermittelt und mit dem kombinierten Swift-Voce-Ansatz extrapoliert (**Bild 5.18**). Die Zugversuche wurden dafür an den aufgeweiteten Späneblechen ($\epsilon_h = 0, s = 2,0$ mm) durchgeführt, um das Materialverhalten während der Blechdickenreduzierung präzise abzubilden.

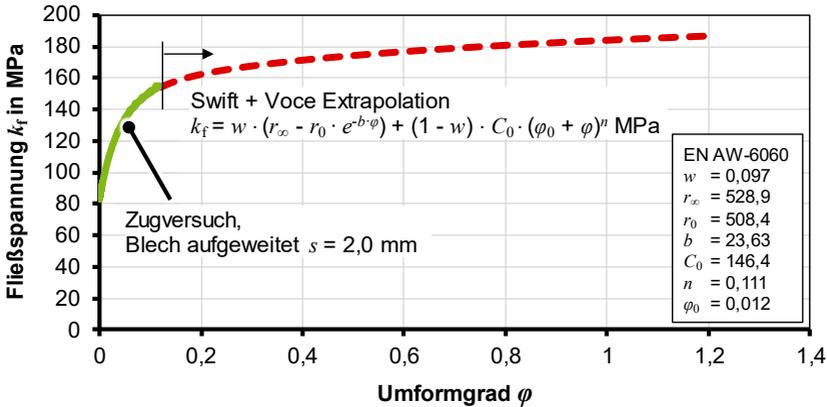


Bild 5.18: Fließkurve der aufgeweiteten Spänebleche ermittelt im Zugversuch und extrapoliert nach Swift und Voce

Die Berechnung der Verschleißqualität erfolgte mit dem in Abschnitt 5.2 entwickelten Modell. Die dafür benötigten Feldgrößen wurden mit Hilfe der Walzsimulation ermittelt und entlang der einzelnen Elementbahnen aufgenommen. Im Modell wird angenommen, dass das Aufweiten keinen Einfluss auf die Verschleißung hat, da hierbei keine Dehnung in Walzrichtung vorliegt. Deshalb wird die vorhandene Dehnungsverteilung vom Strangpressprozess verwendet (Profil) und auf das aufgeweitete Blech ($s = 2$ mm) übertragen. Basierend darauf werden die zusätzliche Dehnung, der Druck und die Fließspannungen während des Walzens durch die Simulation ermittelt. Anschließend erfolgt die Berechnung der Verschleißqualität nach dem Walzen parallel zur Walzrichtung. Der nicht vorhandene Einfluss des Aufweitens kann durch die Ergebnisse der Zugversuche begründet werden. Das Delta der mechanischen Kennwerte zwischen den gussbasierten und spänebasierten Blechen verändert sich nach dem Aufweiten im Vergleich zu den Strangpressprofilen nicht und bleibt bei 10 %. Ebenfalls ist der Verlauf der Fließkurven sowie deren Abstand gleich (siehe hierzu Bild 6.17 in Abschnitt 6.1.2).

Die Ermittlung der Verschweißqualität nach dem Walzen erfolgte durch das beschriebene Vorgehen an der in **Bild 5.19** markierten repräsentativen Stelle des Blechs. Diese befindet sich nach dem Aufweiten des Profils zum Blech, bei ca. einem Viertel der Blechbreite. Die Ansicht A-A zeigt dabei die Verschweißung parallel zur Strangpressrichtung.

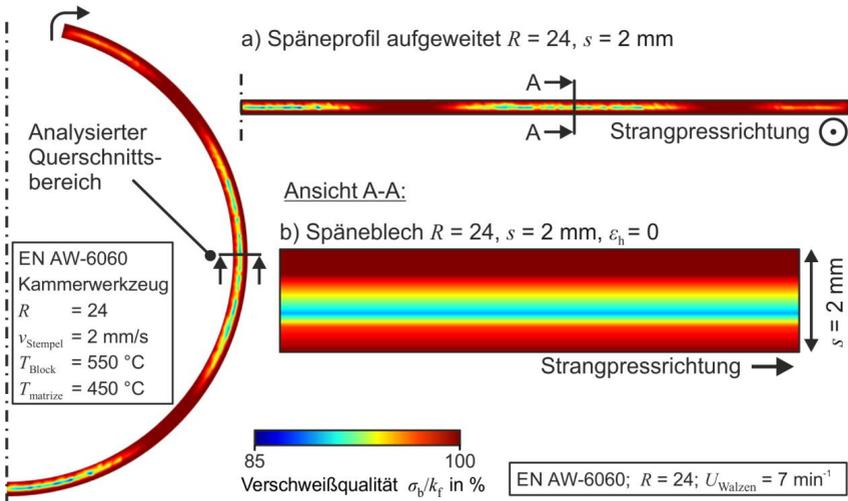


Bild 5.19: Verschweißqualität der aufgeweiteten Bleche: a) Analysierter Querschnittsbereich, b) Verschweißqualität über der Blechdicke

Hier liegt verteilt über der Blechdicke eine Verschweißqualität zwischen 90 % und 100 % vor, die sich nach dem Strangpressen einstellt und deshalb nicht symmetrisch verteilt ist. Ausgehend von der Verschweißqualität der Bleche ohne Dickenreduzierung ($\epsilon_h = 0, s = 2,0 \text{ mm}$) kann der Einfluss der Stichabnahme während des Walzens bestimmt werden. Analysiert wurden die Bleche basierend auf den Profilen, die mit dem Referenzparameterset hergestellt wurden. Der Einfluss des Walzens auf die Verschweißqualität der Spänebleche ist anhand der Konturplots in **Bild 5.20** dargestellt. Es zeigt sich für eine Stichabnahme um 25 % ($\epsilon_h = 0,25$) nur eine geringe Verbesserung der Verschweißqualität. Der Bereich einer sehr guten Verschweißung von 100 % nahe der Blechoberfläche kann durch das Walzen verbreitert werden, im Vergleich zum Ausgangszustand ($s = 2,0 \text{ mm}, \epsilon_h = 0$). In der Mitte der Blechdicke lässt sich hingegen keine Veränderung feststellen. Eine weitere Reduzierung der Blechdicke auf $s = 1,0 \text{ mm}$ ($\epsilon_h = 0,5$) hingegen zeigt eine Verbesserung der Verschweißung auch im mittleren Bereich der Blechdicke. Hier kann die Verschweißqualität von 90 % auf 94 % gesteigert

werden. Somit besteht ein Einfluss des Walzens auf die Verschweißung der Späne, hervorgerufen durch die weitere Dehnung des Materials sowie den simultan existierenden Druck im Walzspalt.

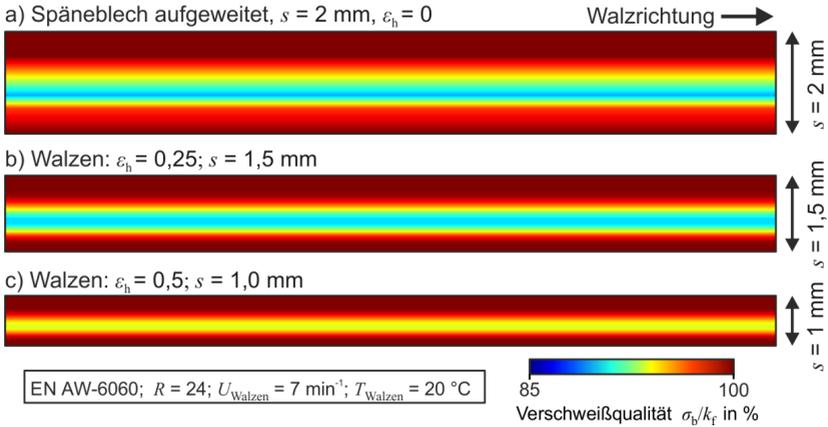


Bild 5.20: Einfluss des Walzens auf die Verschweißqualität der Spänebleche

5.4 Validierung des Verschweißmodells

Für die Überprüfung, ob die berechnete Verschweißqualität eine qualitative Bewertung der Prozessauslegung und des Prozesserfolgs zulässt, wurden die Ergebnisse mit den Mikroskopieaufnahmen der Profile verglichen (**Bild 5.21**).

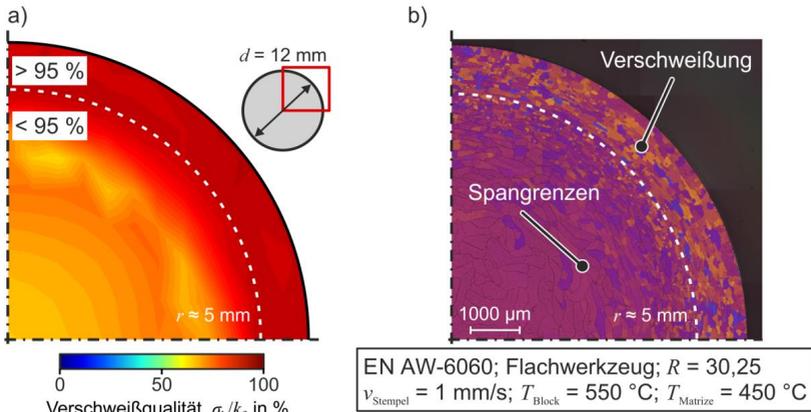


Bild 5.21: a) Konturplot der berechneten Verschweißqualität der Rundstange, b) Querschliff der spänebasierten Rundstange

Anhand der Mikrostruktur und den je nach Verschweißung der Späne vorhandenen Spangrenzen lässt sich die Aussagekraft der berechneten Verschweißqualität bestimmen. Anhand der simplen Geometrie der Rundstange mit einem Durchmesser $d = 12$ mm konnte die hohe Vorhersagegenauigkeit des Verschweißmodells bereits gezeigt werden (s. Abschnitt 5.2). Es zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung der Verschweißqualität mit der Mikrostruktur des Profils. So ist in der Profilmitte die berechnete Verschweißqualität geringer als 95 % (**Bild 5.21a**). In diesem Bereich sind auch deutlich Spangrenzen zu erkennen, die auf eine nicht vorhandene Verschweißung schließen lassen. Ab einem Radius von $r = 5$ mm verlieren sich die Spangrenzen und die Körner können sich über diese hinweg ausbilden (**Bild 5.21b**). Die Funktionalität des Verschweißkriteriums ist somit gegeben.

Bezogen auf die für die Blechherstellung verwendete zylindrische Querschnittsgeometrie wurde ebenfalls ein Vergleich der vorhergesagten Verschweißqualität mit den unterschiedlichen Bereichen der Querschnittsgeometrie anhand von Mikroskopieaufnahmen angestellt. Die beiden aus der Berechnung der Schweißnahtqualität abgeleiteten signifikanten Bereiche sind in **Bild 5.22a** dargestellt.

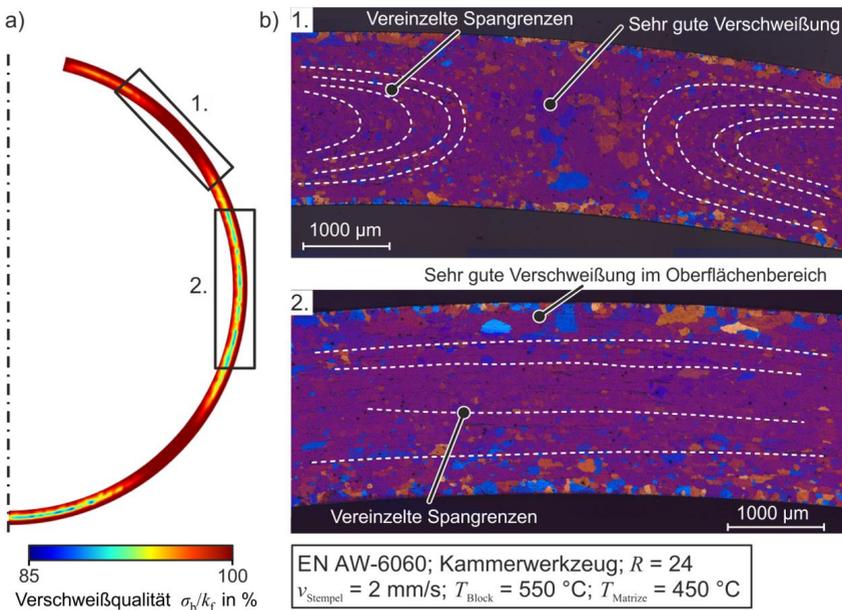


Bild 5.22: a) Konturplot der berechneten Verschweißqualität des zylindrischen Profils, b) Mikrostruktur des stranggepressten Profils der unterschiedlichen Bereiche

Der erste Bereich befindet sich hinter den Dorntragarmen wie in Ausschnitt 1 gekennzeichnet und der zweite ist darunter, siehe Ausschnitt 2. Im Bereich des Dorntragarms, in dem eine hohe Verschweißqualität vorhergesagt wurde, sind in der Mitte keine Spangrenzen sichtbar (**Bild 5.22b**). Über die gesamte Profildicke sind fein verteilte Körner zu erkennen. Die rekristallisierten Körner jenseits der ursprünglich vorhandenen Spangrenzen weisen auf eine vollständige Verschweißung der Späne hin. Im angrenzenden linken und rechten Bereich sind vereinzelte Spangrenzen zu erkennen. Diese Spangrenzen erstrecken sich entlang der gestrichelten Linien. Dies unterstreicht die Annahme, dass sich die Späne um die Tragarme des Dorns bewegen und dahinter verschweißen. Das Gefüge stimmt somit mit der berechneten Verschweißqualität überein. Das zweite Bild zeigt den Bereich mit der geringsten berechneten Verschweißqualität in der Mitte der Profildicke. Im oberflächennahen Bereich zeigen die Späne eine vollständige Verschweißung, da hier keine Spangrenzen sichtbar und fein verteilte Körner vorhanden sind. In der Mitte der Wanddicke sind vereinzelt Spangrenzen zu erkennen. In einigen Fällen reichen die Korngrenzen über die Spangrenzen hinaus, was auf eine hohe Verschweißung schließen lässt. Die Spangrenzen erstrecken sich in diesem Bereich entlang der eingezeichneten gestrichelten Linien.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die mikrostrukturellen Ergebnisse eine ausreichend hohe Übereinstimmung mit der berechneten Verschweißqualität aufweisen, um das Modell zu validieren. Das Verschweißmodell liefert eine sehr genaue Vorhersage der Spanverschweißung über den Profilquerschnitt, sowohl für einfache Querschnittsgeometrien wie die Rundstange, als auch für die zylindrischen offenen Profile. Es ist somit geeignet die Verschweißqualität korrekt vorherzusagen und auch den Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter wie Werkzeugdesign oder Pressverhältnis zu erfassen.

Walzen

Die Validierung des Verschweißmodells nach dem Walzen erfolgt durch den Vergleich mit den Mikroskopieaufnahmen der Bleche. Anhand der Mikrostruktur und dem Verlauf der Spangrenzen wird die Aussagekraft der berechneten Verschweißqualität bestimmt. In **Bild 5.23** ist die Verschweißqualität, basierend auf der Vorhersage des Verschweißmodells, der Mikrostruktur der Bleche gegenübergestellt. Die Übereinstimmung der Verschweißqualität mit der Mikrostruktur der Bleche ist sehr gut. Im oberflächennahen Bereich sind verteilte Körner zu erkennen, die sich jenseits der ursprünglich vorhandenen Spangrenzen erstrecken und somit auf eine vollständige Verschweißung der Späne hinweisen. In der Mitte der Wandstärke zeigen sich Spangrenzen, die sich entlang der gestrichelten Linien erstrecken. Durch das Walzen kann dieser Bereich verringert werden. Für $\varepsilon_h = 0,25$ entsteht ein breiter Bereich mit einer sehr guten Verschweißung, für $\varepsilon_h = 0,5$ wird zudem die Verschweißung im mittleren Bereich erhöht, sodass hier deutlich weniger Spangrenzen vorhanden und die sichtbaren Spangrenzen deutlich dünner

und häufiger unterbrochen sind. Insgesamt besteht auch nach dem Walzen eine hohe Übereinstimmung der Mikrostruktur mit der berechneten Verschweißqualität. Das Verschweißmodell liefert auch hier eine sehr genaue Vorhersage der Spanverschweißung.

a) Verschweißmodell

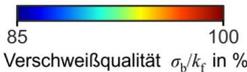
Späneblech aufgeweitet, $s = 2 \text{ mm}$, $\epsilon_h = 0$



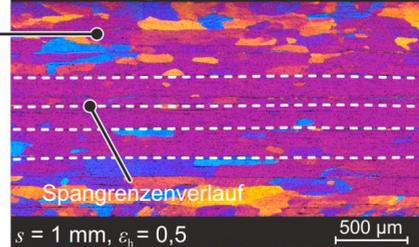
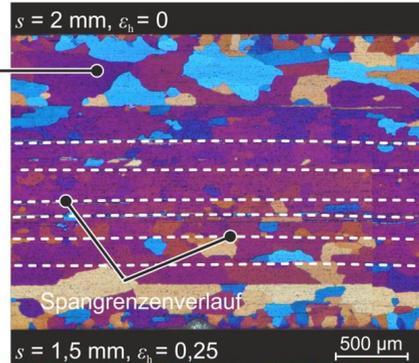
Walzen: $\epsilon_h = 0,25$; $s = 1,5 \text{ mm}$



Walzen: $\epsilon_h = 0,5$; $s = 1,0 \text{ mm}$



b) Mikrostruktur Walzrichtung →



EN AW-6060; $R = 24$; $U_{\text{Walzen}} = 7 \text{ min}^{-1}$; $T_{\text{Walzen}} = 20 \text{ °C}$

Bild 5.23: Vergleich des Verschweißmodells mit der Mikrostruktur der aufgeweiteten und gewalzten Bleche: a) Konturplot der berechneten Verschweißqualität, b) Lichtmikroskopaufnahme der Mikrostruktur

5.5 Fazit

Mit Hilfe eines analytischen Modells konnte die notwendige Dehnung beim Strangpressen berechnet werden, die erforderlich ist um eine ausreichende Oberflächenvergrößerung eines Spans hervorzurufen, sodass eine Verschweißung erfolgen kann. Hierbei zeigt sich, dass sowohl die Spanform als auch die relative Blockdichte nach der Kompaktierung der Späne einen großen Einfluss haben. Basierend auf dem analytischen Modell wurde ein physikalisch basiertes numerisches Modell entwickelt, das die Berechnung einer Verschweißqualität nach dem Strangpressprozess auch für anspruchsvolle Querschnittsgeometrien ermöglicht. Hierbei wurde der Einfluss des Sauerstoffs in den Späneblöcken mitberücksichtigt und im Modell integriert. Anschließend wurde das Modell verwendet, um den Einfluss unterschiedlicher Querschnittsgeometrien der Strangpressprofile, sowie den Einfluss der Strangpressparameter Pressverhältnis, Blockeinsetztemperatur und Stempelgeschwindigkeit zu ermitteln. Hier zeigt sich, dass das Pressverhältnis eine Verbesserung der Verschweißung hervorruft wohingegen die Blockeinsetztemperatur und Stempelgeschwindigkeit keinen Einfluss haben. Für das zylindrische Profil ergibt sich eine sehr gute Verschweißqualität oberhalb des Schwellenwertes von 95 %, die zum Prozessersfolg, d.h. ein makroskopisch vollständig verschweißtes Profil ohne Oberflächenfehler wie einer Delamination der Späne, in den Experimenten führt.

Es folgte eine Ausweitung der Berechnung der Verschweißqualität auf den Walzprozess, um die Verbesserung der Verschweißung durch eine Reduzierung der Blechdicke mittels einer Stichabnahme zu beurteilen. Es zeigt sich, dass durch eine weitere Reduzierung der Blechdicke eine verbesserte Verschweißung erzielt werden kann. Eine Stichabnahme von 50 % führt zu einer erhöhten Verschweißung, die sich in den Experimenten bestätigt.

Abschließend wurde das Verschweißmodell sowohl für das Strangpressen als auch das Walzen anhand von Lichtmikroskopaufnahmen der Profile und Bleche validiert. Das Modell ist in der Lage, aus den lokal wirkenden Größen (z. B. Dehnungen, Drücke) die Verschweißqualität in den Strangpressprofilen und Blechen zu berechnen und sehr gut vorherzusagen.

6 Einfluss der Prozessschritte auf die Blecheigenschaften

Der Einfluss der in Kapitel 4 beschriebenen Prozessschritte auf die Eigenschaften der Profile und Bleche wird in diesem Abschnitt analysiert. Dafür werden zunächst die mechanischen Eigenschaften nach dem Strangpressen, Aufweiten und Walzen durch Zugversuche ermittelt. Es folgt die Analyse und Erklärung der in den Zugversuchen beobachteten Ergebnisse durch die Auswertung der Mikrostruktur anhand von Lichtmikroskopaufnahmen für die Profile und Bleche. Abschließend wird der Einfluss der unterschiedlichen Wärmebehandlungen auf die Bleche aufgezeigt.

Die stranggepressten Profile und aufgeweiteten sowie gewalzten Bleche wurden mittels monotoner Zugbelastung in konventionellen Zugversuchen charakterisiert und geprüft. Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der stranggepressten Profile durch Zugversuche ist geeignet, um die Qualität der Verschweißung zwischen den einzelnen Spänen zu bewerten, da die Festigkeit von dieser abhängt. Die Zugproben wurden durch Laserstrahlschneiden aus den Profilen und den Blechen entnommen (siehe **Bild 6.1**).

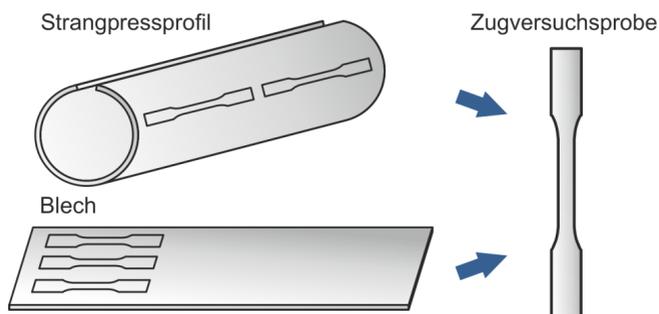


Bild 6.1: Entnahmeposition der Zugproben aus den Strangpressprofilen und Blechen

Die Zugproben wurden nach DIN 50125 (Probenform E) mit einer Probenbreite von $b_0 = 6$ mm und einer Anfangsmesslänge $l_0 = 20$ mm hergestellt (**Bild 6.2**). Für alle Prüfungen wurde eine Universalprüfmaschine der Firma Zwick/Roell mit einer maximalen Kraft von 250 kN verwendet. Die Zugversuche wurden nach DIN EN ISO 6892-1 durchgeführt. Die Dehnung wurde direkt an den Proben mit taktilen Dehnungsaufnehmern mit einer Anfangsmesslänge von $l_0 = 20$ mm gemessen. Die Zugversuche wurden bei Raumtemperatur mit einer konstanten Dehnrates von $\dot{\varphi} = 0,0067$ 1/s durchgeführt und die Proben bis zum Versagen gezogen. Jeder Versuch wurde mindestens dreimal wiederholt, in der Regel wurden sogar fünf Proben geprüft.

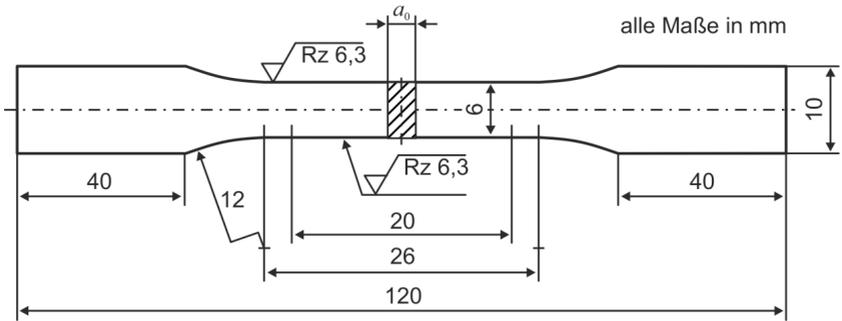


Bild 6.2: Maße der Zugproben gemäß DIN 50125

Der Versuchsaufbau der Zugversuche mit den taktilen Wegaufnehmern in der Zwick Prüfmaschine ist in **Bild 6.3** dargestellt.

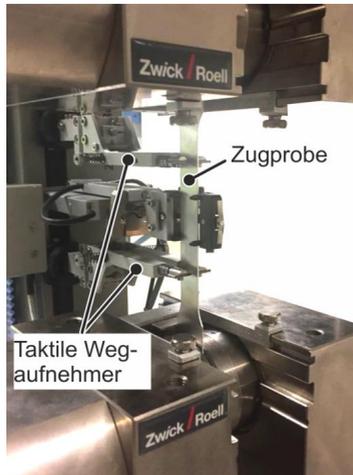


Bild 6.3: Versuchsaufbau der Zugversuche in einer Universalprüfmaschine

Das makroskopische Aussehen der Oberfläche der stranggepressten Profile sowie der daraus hergestellten Bleche lässt auf eine hohe Qualität der Spanverschweißung schließen. Allgemeine Rückschlüsse auf die Qualität der Verschweißung der Späne über den Profil- bzw. Blechquerschnitt können dadurch allerdings nicht gezogen werden. Die Verschweißung der Aluminiumspäne wird zunächst maßgeblich von der Dehnung sowie dem Druck während des Strangpressprozesses beeinflusst und variiert je nach betrachteter Position des Profilquerschnitts. Durch das anschließende Aufweiten und Walzen mit zusätzlicher Reduktion der Blechdicke erfolgt eine weitere Veränderung der

Verschweißung der Späne und des sich einstellenden Gefüges. Um den Einfluss der einzelnen Prozessschritte sowie die Variation der verschiedenen Prozessparameter auf die Verschweißung und die sich ausbildende Mikrostruktur zu untersuchen, wurden die Profile und Bleche mittels optischer Lichtmikroskopie untersucht.

Die Spangrenzen wirken wie eine Barriere zwischen den einzelnen Körnern und verhindern das Kornwachstum über diese Grenzen hinweg. Daher ist zu erwarten, dass sich das Gefüge der spänebasierten Profile und Bleche von dem Gefüge der aus Gussblöcken hergestellten Profile und Bleche unterscheidet. Um diese Annahme zu untersuchen, wurde die Mikrostruktur von späne- und gussbasierten Profilen sowie Blechen durch lichtmikroskopische Aufnahmen unter polarisiertem Licht mit einem Zeiss Axio Imager.M1 m und einer Zeiss AxioCam MRc untersucht. Die jeweiligen Proben für die Gefügeuntersuchungen wurden mit SiC-Papier mechanisch geschliffen (Körnung 320, 800, 1200, 2000 und 4000 für jeweils 60 Sekunden) und für 60 s mit 3 μm , 1 μm und kolloidalem Siliziumoxid poliert. Die polierten Proben wurden elektrolytisch mit einer Ätzung nach Barker bei einer Spannung von $U = 25 \text{ V}$ für 180 s auf einem Struers LectroPol-5 geätzt. Dieses Verfahren wurde für alle lichtmikroskopischen Untersuchungen in den folgenden Abschnitten verwendet.

6.1 Einfluss des Strangpressens

6.1.1 Mechanische Eigenschaften der Profile

Die Strangpressexperimente zur Herstellung des zylindrischen Profils wurden als erstes mit dem Referenzparameterset (EN AW-6060-Späne, Kammerwerkzeug, $R = 24$, $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$, $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Matrize}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$) durchgeführt. Um zunächst mögliche Inhomogenitäten hervorgerufen durch die unterschiedliche Verschweißqualität zu beurteilen, wurden Zugproben aus fünf verschiedenen Positionen (A – E) verteilt über den Querschnitt der stranggepressten Profile entnommen (siehe **Bild 6.4**). Diese Positionen decken sowohl die Bereiche hinter den Dorntragarmen mit der sehr hohen Verschweißqualität sowie die Bereiche dazwischen mit etwas verminderter Verschweißung ab. Die Ergebnisse für die Dehngrenze und die Zugfestigkeit sind in den Diagrammen in Bild 6.4 dargestellt. Sie zeigen, dass es weder bei der Dehngrenze noch bei der Zugfestigkeit einen signifikanten Unterschied gibt, unabhängig von der gewählten Entnahmeposition der Zugprobe. Die mechanischen Eigenschaften über den Profilquerschnitt können somit als homogen bezeichnet werden. Darüber hinaus deuten die geringen Datenstreuungen der einzelnen Positionen darauf hin, dass die mechanischen Eigenschaften auch über die Profillänge konstant sind, da für jede Position (A - E) fünf Zugproben über die Profillänge geprüft wurden. Die homogenen Eigenschaften können auf die insgesamt sehr hohe Verschweißung der Späne in den Profilen zurückgeführt werden. Es ergeben sich zwar lokal unterschiedlich stark ausgeprägte Verschweißqualitäten, da die

Werte jedoch in einem Bereich größer als 90 % liegen lässt sich daraus kein relevanter Unterschied für die verschiedenen Bereiche des Profilquerschnitts ableiten.

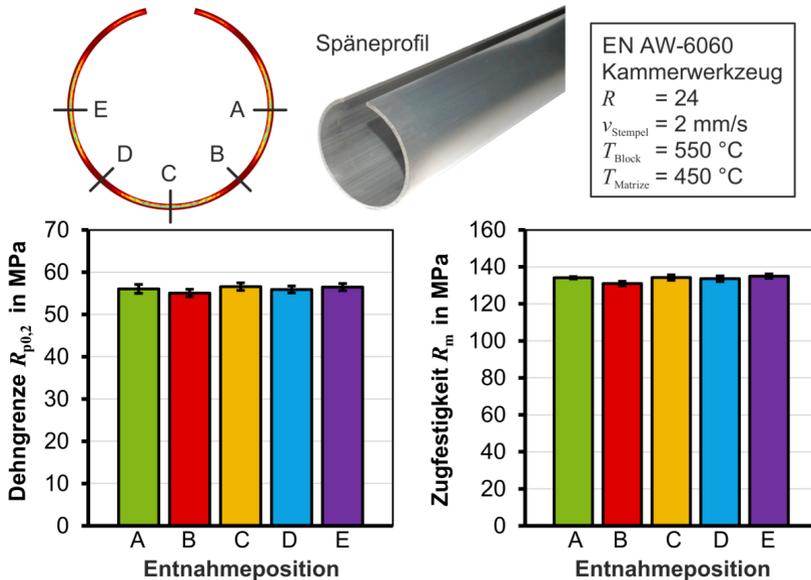


Bild 6.4: Mechanische Eigenschaften der zylindrischen Späneprofile für unterschiedliche Profilquerschnittspositionen

Anhand der Mikrostrukturaufnahmen in Abschnitt 5.4 und Abschnitt 6.1.2 kann dies nachvollzogen werden. Eine genauere Analyse der Mikrostruktur erfolgt in Abschnitt 6.1.2. Ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften der spänebasierten Profile mit denen basierend auf einem Gussblock kann somit unabhängig von der Entnahmeposition der Zugprobe erfolgen. Zusätzlich kann davon ausgegangen werden, dass keine variierenden Eigenschaften der finalen Bleche verteilt über deren Breite zu erwarten sind. Dies wird unter anderem auch durch die Untersuchung der Anisotropie in Abschnitt 7.2 bestätigt.

Zur Einordnung der mechanischen Eigenschaften der spänebasierten Profile, wurden diese mit Profilen verglichen, die aus Gussblöcken unter Verwendung der gleichen Parameter und mit Hilfe eines Kammerwerkzeugs hergestellt wurden. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in **Bild 6.5** dargestellt. Die gezeigten Kurven ergeben sich aus dem Durchschnitt berechnet für jeweils fünf Versuche. Anhand der Spannungs-Dehnungs-Diagramme lässt sich eine Differenz zwischen den spänebasierten und den gussbasierten Profilen erkennen. So liegt die Kurve der spänebasierten Profile unterhalb der Kurve der

Gussprofile. Es ist ein Unterschied in der Dehngrenze und auch der Zugfestigkeit festzustellen, die Bruchdehnung ist dagegen für beide Profile gleich und liegt bei $A = 24,5\%$. Insgesamt ergeben sich leicht herabgesetzte mechanische Eigenschaften für die spänebasierten Profile im Vergleich zu den Profilen aus Gussblöcken.

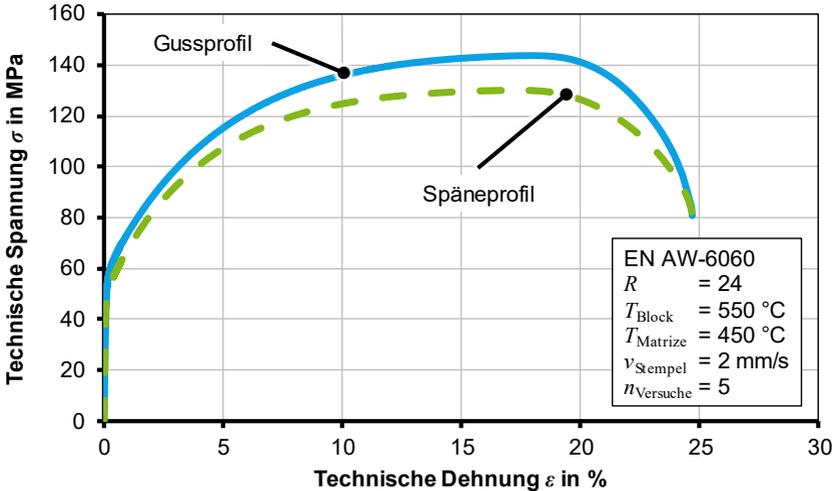


Bild 6.5: Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurve der Späne- und Gussprofile für das Referenzparameterset

Die genauere Analyse der Dehngrenze und der Zugfestigkeit in **Bild 6.6** zeigt die höhere Dehngrenze $R_{p0,2} = 62\text{ MPa}$ für die Gussprofile im Vergleich zu $R_{p0,2} = 56\text{ MPa}$ für die Späneprofile. Vergleichbar ist der Unterschied der Zugfestigkeit, diese beträgt für die Gussprofile $R_m = 146\text{ MPa}$ und für die Späneprofile $R_m = 132\text{ MPa}$. Die Streuung der Daten ist sowohl für die Gussprofile als auch die Späneprofile sehr gering und liegt bei maximal $1,5\text{ MPa}$ bzw. $2,3\text{ MPa}$ für die Dehngrenze und die Zugfestigkeit. Dies lässt auf konstante Eigenschaften der Profile schließen. Insgesamt liegen die Werte der spänebasierten Profile sowohl für die Dehngrenze als auch für die Zugfestigkeit um ca. 10% niedriger im Vergleich zu den Gussprofilen. Die 10% Unterschied zwischen den Profilen können auf eine nicht ausreichende Verschweißung zwischen den Spänen zurückgeführt werden, die hauptsächlich im mittleren Bereich der Profilwandstärke auftritt. Dies ist in den Mikroskopieaufnahmen der Profile in Abschnitt 6.1.2 deutlich zu erkennen. Zusätzlich ergibt sich durch das Spänegefüge eine leicht geänderte Mikrostruktur, die in Abschnitt 6.1.2 beschrieben wird. Die Werkzeug- und Prozessauslegung führt somit zu einer hohen Verschweißung der Späne, was zu makroskopisch ähnlichen

Profilen führt, die lediglich geringfügig unterschiedliche mechanische Eigenschaften besitzen.

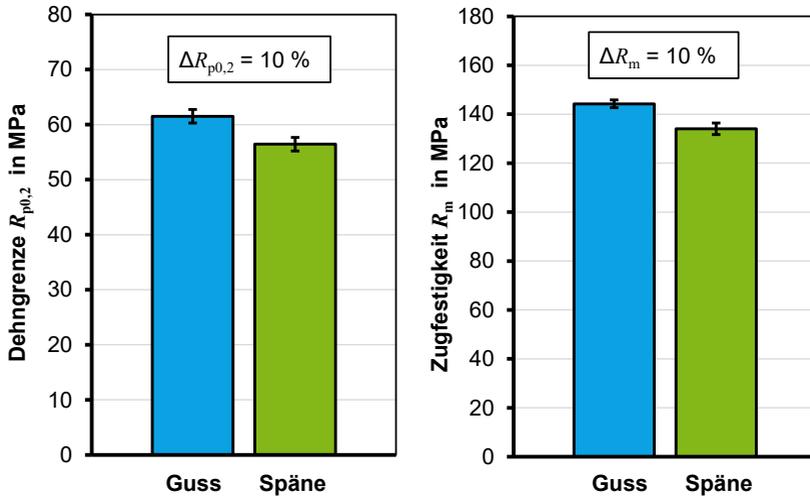


Bild 6.6: Vergleich der Dehngrenze und der Zugfestigkeit der Späne- und Gussprofile für das Referenzparameterset

Einfluss der Blockeinsatztemperatur

Zur Validierung der Ergebnisse der Vorhersage der Verschweißqualität für die Variation der Blockeinsatztemperatur wurde das zylindrische Profil mit einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ stranggepresst. Die numerische Analyse der Verschweißqualität in Abschnitt 5.3.1 zeigt für die Blockeinsatztemperatur keine eindeutige Auswirkung auf die Verschweißung der Späne. Deshalb wurden die beiden Blockeinsatztemperaturen $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ und $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ als untere und obere Grenze experimentell untersucht. Anhand der Konturplots der Verschweißqualität in Abschnitt 5.3.1 wurde kein Unterschied in der Vorhersage der Verschweißung festgestellt. Auch die über die Profilstärke gemittelten Werte an drei Positionen des Profilquerschnitts zeigten keinen klaren Trend für den Einfluss der Blockeinsatztemperatur. So wurde erwartet, dass die Differenz zwischen den mechanischen Eigenschaften der Späneprofile und der Gussprofile eine ähnliche Abweichung aufweist, wie bei den Profilen, die mit einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ gepresst wurden. In **Bild 6.7** ist das Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit den Kurven für die Profile die mit einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ und $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ gepresst wurden dargestellt. Es lässt sich ebenfalls eine Differenz zwischen den spänebasierten und den gussbasierten Profilen für die niedrigere Blockeinsatztemperatur erkennen, allerdings ist diese deutlich geringer als bei der

höheren Temperatur. Zwar liegt die Kurve für die Späneprofile nach wie vor unter der Kurve der Gussprofile, jedoch ist der Abstand erheblich geringer. Unverändert ist die Bruchdehnung, die für beide Profile gleich ist und bei $A = 23\%$ liegt. Die generell geringeren Werte der Festigkeit lassen sich durch die unterschiedliche Temperaturführung während des Strangpressprozesses erklären. Aufgrund der herabgesetzten Blockeinsatztemperatur von $T_{\text{Block}} = 450\text{ °C}$ ist es nicht möglich ausreichend Legierungselemente in Lösung zu bringen, die beim anschließenden Abkühlen der Profile zu einer geringen Übersättigung. Deshalb kann eine Ausscheidungshärtung nach dem Abkühlen der Profile nicht erfolgen und es ergeben sich geringere Festigkeiten sowohl für die Guss- als auch Späneprofile.

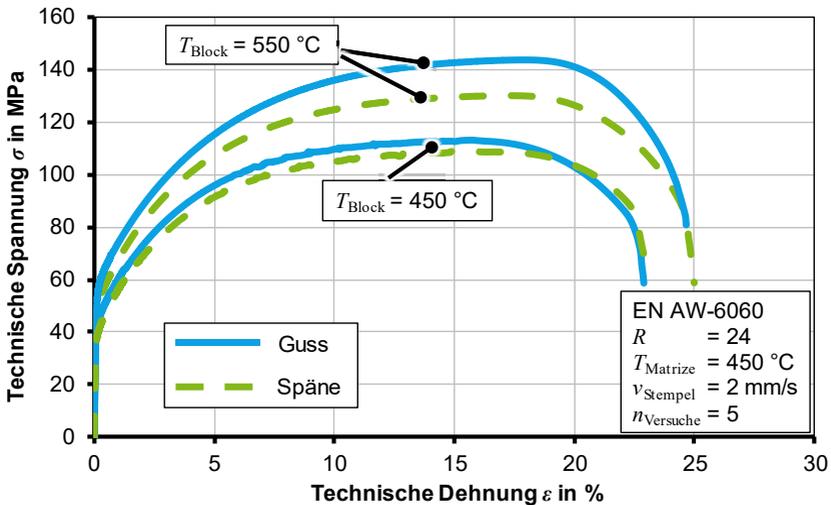


Bild 6.7: Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die technischen Spannungs-Dehnungskurven der Späne- und Gussprofile

Die Analyse der Dehngrenze und der Zugfestigkeit der Strangpressprofile mit einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 450\text{ °C}$ dargestellt in **Bild 6.8**, zeigt die verringerte Differenz zwischen den Späne- und Gussprofilen im Detail. Die Gussprofile haben nach wie vor die höhere Dehngrenze von $R_{p0,2} = 48\text{ MPa}$, jedoch liegt die der Späneprofile nur geringfügig darunter mit $R_{p0,2} = 44,7\text{ MPa}$. Eine ähnliche Tendenz ist für die Zugfestigkeit festzustellen, diese beträgt für die Gussprofile $R_m = 114\text{ MPa}$ und für die Späneprofile $R_m = 108\text{ MPa}$. Die Streuung der Daten ist sowohl für die Gussprofile als auch die Späneprofile sehr gering und liegt bei maximal 1,3 MPa bzw. 1,7 MPa für die Dehngrenze und die Zugfestigkeit. Somit ergeben sich auch für die niedrige Blockeinsatz-

temperatur konstante Profileigenschaften. Insgesamt verringern sich die Werte der spänebasierten Profile für die Dehngrenze von 10 % auf 6,8 % und für die Zugfestigkeit von ca. 10 % auf 5,3 % im Vergleich zu den Gussprofilen. Es kann also eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Späneprofile durch die Verringerung der Blockeinsatztemperatur bezogen auf den Vergleich mit den Gussprofilen erzielt werden. Die Verringerung des Unterschieds zwischen den Profilen kann auf eine veränderte und geringere Oxidschicht auf den Aluminiumspänen während der Erwärmung der Späneblöcke und der Verschweißung während des Strangpressprozesses zurückgeführt werden. Dies ist in Abschnitt 6.1.2 anhand von Mikrostrukturaufnahmen der Profile genauer erläutert.

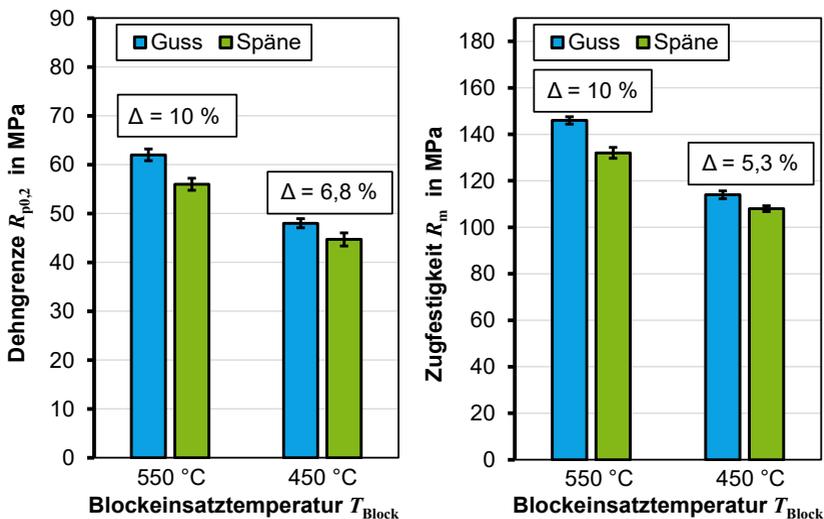


Bild 6.8: Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die Dehngrenze und Zugfestigkeit der Späne- und Gussprofile

Einfluss des Pressverhältnisses

Die Erhöhung des Pressverhältnisses zur Steigerung des im Werkzeug herrschenden Drucks sowie zur Verlängerung des Bereichs, in dem Dehnung und Druck hoch sind, wurde für das zylindrische Profil durch die Verringerung der Profilwandstärke auf $s = 1 \text{ mm}$ realisiert. Dadurch wurde das Pressverhältnis von $R = 24$ auf $R = 48$ verdoppelt. Ob sich die zu erwartende Verbesserung der Verschweißung der Aluminiumspäne (s. die berechnete Verschweißqualität in Abschnitt 5.3.1) auch auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt wurde anhand von Zugversuchen überprüft.

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in **Bild 6.9** dargestellt. Anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms lässt sich analog zu den Profilen gepresst mit einem Pressverhältnis $R = 24$ eine Differenz zwischen den spänebasierten und den gussbasierten Profilen erkennen. Die Kurve der spänebasierten Profile liegt nach wie vor unterhalb der Kurve der Gussprofile. Jedoch ist der Abstand zwischen beiden Kurven deutlich verringert und es ist nur ein kleiner Unterschied in der Dehngrenze und auch der Zugfestigkeit festzustellen. Die Bruchdehnung beider Profile ist gleich und liegt bei $A = 21\%$. Insgesamt ist eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften für die spänebasierten Profile im Vergleich zu den Profilen aus Gussblöcken zu verzeichnen, auf die im Folgenden weiter eingegangen wird.

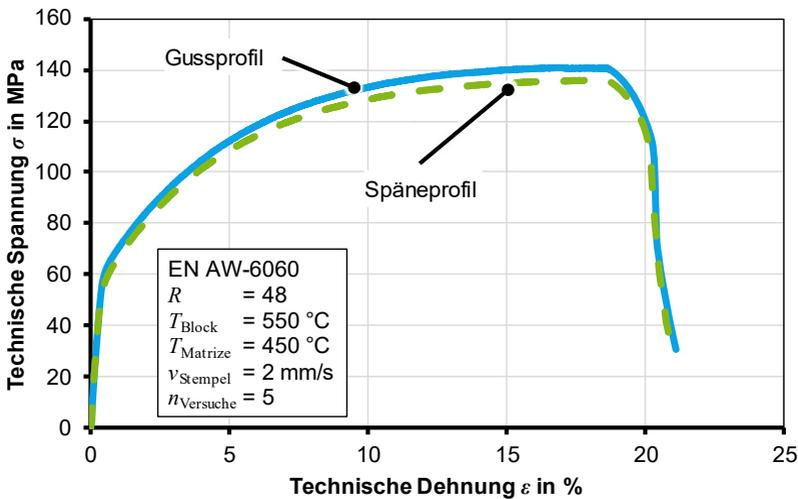


Bild 6.9: Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungskurve der Späne- und Gussprofile für das Pressverhältnis $R = 48$

Der Vergleich der Dehngrenzen und der Zugfestigkeiten für die beiden Pressverhältnisse $R = 24$ und $R = 48$ ist in **Bild 6.10** dargestellt. Zunächst lässt sich feststellen, dass die Werte sowohl für die Dehngrenze als auch die Zugfestigkeit für alle Profile in etwa gleichgeblieben sind. Dies war zu erwarten, da die Parameter Blockeinsatztemperatur, Matrizen-temperatur und Stempelgeschwindigkeit konstant gehalten wurden. Die Analyse der Werte für die Dehngrenze ergibt für die gussbasierten Profile $R_{p0,2} = 62$ MPa und für die spänebasierten Profile $R_{p0,2} = 59$ MPa, sodass die Differenz zwischen den beiden Profilen für das höhere Pressverhältnis $R = 48$ abnimmt. Dieser Trend ist auch für die Zugfestigkeit festzustellen. Hier liegen die Werte bei $R_m = 139$ MPa für die Gussprofile und $R_m = 132$ MPa für die Späneprofile. Die Streuung der Daten ist auch

für die Profile mit dem Pressverhältnis $R = 48$ gering sodass die Werte bei maximal 3 MPa liegen, weshalb auch hier auf konstante Eigenschaften der Profile geschlossen werden kann. Die Differenz zwischen den Werten der Gussprofile und der Späneprofile kann von 10 % (Pressverhältnis $R = 24$) auf 5 % (Pressverhältnis $R = 48$) gesenkt werden. Es ist somit eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der spänebasierten Profile durch die Erhöhung des Pressverhältnisses zu erzielen. Diese Verbesserung kann auf eine gesteigerte Verschweißung zwischen den Spänen zurückgeführt werden, die anhand von Mikroskopieaufnahmen der Profile in Abschnitt 6.1.2 zu erkennen ist.

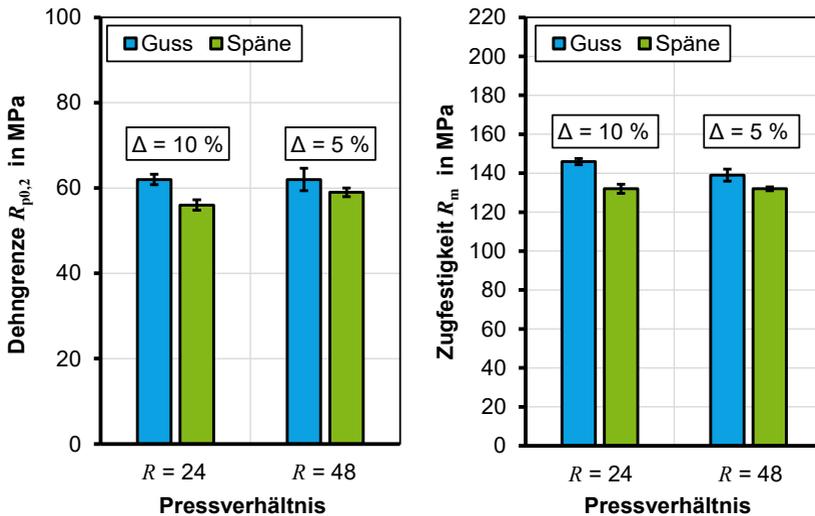


Bild 6.10: Einfluss des Pressverhältnisses auf die Dehngrenze und Zugfestigkeit der Späne- und Gussprofile

6.1.2 Mikrostruktur der Profile

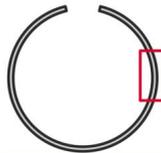
Aufgrund der lokal unterschiedlichen Verteilung von Dehnung und Druck während des Strangpressprozesses entstehen unterschiedliche Verschweißqualitäten über den Profilschnitt wie in Abschnitt 5.3.1 gezeigt wurde. Zusätzlich variiert die Verschweißung auch über die Profilstärke. Um die lokal unterschiedliche Verschweißung der Späne zu analysieren wurde die Querschnittsgeometrie der stranggepressten Profile mittels optischer Lichtmikroskopie untersucht. Zudem wird der Einfluss der variierten Strangpressparameter Blockeinsetztemperatur und Pressverhältnis auf die Verschweißung und dass sich ausbildende Gefüge bestimmt. Als Vergleich erfolgte parallel auch die Betrachtung der Profile basierend auf Gussblöcken.

Es wird zunächst das Gefüge der Profile, die mittels des Referenzparametersets (EN AW-6060-Späne, Kammerwerkzeug, $R = 24$, $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$, $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$,

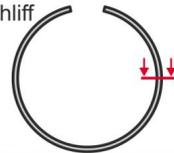
$T_{\text{Matrize}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$) hergestellt wurden, analysiert. Wie bereits in Abschnitt 5.3.1 gezeigt können zwei markante Bereiche des Profilquerschnitts betrachtet werden. Der Bereich hinter den Dorntrogarmen wurde bereits in Abschnitt 5.4 analysiert. Für den Vergleich von Guss- und Späneprofilen wird deshalb hier der mittlere rechte Bereich des Profilquerschnitts wie in **Bild 6.11** gekennzeichnet analysiert. Es wurden sowohl Aufnahmen des Querschnitts als auch des Längsschnitts der Profile erstellt. Bei der Betrachtung des Querschliffs (Bild 6.11a) zeigen die Späne im Bereich der Oberfläche eine vollständige Verschweißung, da hier keine Spangrenzen sichtbar und fein verteilte Körner vorhanden sind. Ausgehend von der Oberfläche in Richtung des mittleren Bereichs der Profilwandstärke, sind Spangrenzen zu erkennen. Die Körner erstrecken sich hier meist nur bis zu den Spangrenzen und nur in einigen Fällen reichen die Korngrenzen über die Spangrenzen hinaus. Dies bedeutet nur eine teilweise Verschweißung der Späne in der Mitte der Profilwandstärke. Dadurch lassen sich die 10 % Unterschied der mechanischen Kennwerte zwischen den Profilen aus Spänen und aus Gussmaterial erklären. Aufgrund der nicht vollständigen Verschweißung der Späne im mittleren Bereich können an den Spangrenzen kaum Kräfte übertragen werden und das Material schert voneinander ab.

a) Querschliff

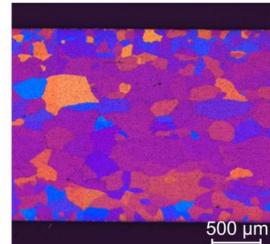
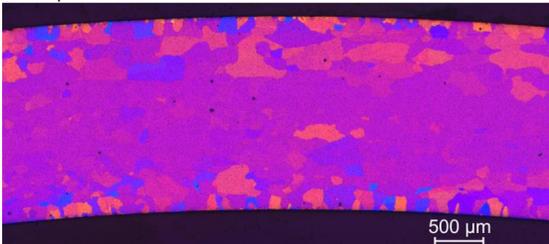
EN AW-6060; $R = 24$; $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$



b) Längsschliff



Gussprofil



Späneprofil

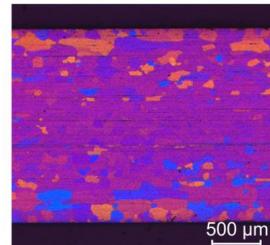
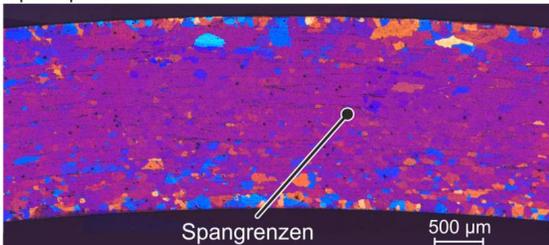


Bild 6.11: Vergleich der Mikrostruktur der Späne- und Gussprofile für das Referenzparameterset: a) Querschliff, b) Längsschliff

Zusätzlich ergibt sich durch das Spänegefüge eine leicht geänderte Mikrostruktur, die beim Vergleich mit den aus Gussblöcken hergestellten Profilen deutlich wird. Das Gefüge der gussbasierten Profile besteht aus gleichmäßig großen Körnern vor allem im Randbereich, hier beträgt die durchschnittliche Korngröße $d_{\text{Korn}} = 185 \mu\text{m}$. Auch bei den Späneprofilen befinden sich im Randbereich gleichmäßig große Körner mit einer durchschnittlichen Größe von $d_{\text{Korn}} = 126 \mu\text{m}$. Zur Mitte der Profilwandstärke hingegen werden die Körner zwischen den sichtbaren Spangrenzen kleiner. Die durchschnittliche Korngröße nimmt ab und beträgt $d_{\text{Korn}} = 64 \mu\text{m}$ und ist somit 50 % geringer im Vergleich zum Randbereich. Insgesamt haben die Späneprofile eine 50 % kleinere durchschnittliche Korngröße als die Gussprofile. Die Abnahme der Korngröße ist durch die Spangrenzen begründet, wodurch die Körner begrenzt werden und nicht weiterwachsen können. Die zuvor getroffenen Aussagen werden durch die Aufnahmen der Längsschliffe der Profile (Bild 6.11b) weiter veranschaulicht. Zusätzlich ist deutlich die Ausrichtung der Spangrenzen parallel zur Oberfläche zu erkennen.

Einfluss der Blockeinsatztemperatur

Der Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die Mikrostruktur wird anhand der Späneprofile in **Bild 6.12** deutlich. Es zeigt sich ein vor allem im Randbereich des Profils verändertes Gefüge für eine Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$. Die Profile weisen hier deutlich größere Körner mit einem mittleren Korndurchmesser $d_{\text{Korn}} = 183 \mu\text{m}$ auf, die sich bis ca. 0,48 mm bis zur Profilmitte erstrecken. Die Körner sind somit um 45 % größer im Vergleich zu den Profilen basierend auf einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ und liegen im Bereich der Korngröße der Gussprofile ($d_{\text{Korn}} = 193 \mu\text{m}$). Zudem sind im oberflächennahen Bereich keine Spangrenzen zu finden, sodass eine verbesserte Verschweißung im Vergleich zu den Profilen basierend auf einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ vorhanden ist. Dadurch kann der in Abschnitt 6.1.1 gezeigte Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die mechanischen Eigenschaften begründet und die Verbesserung dieser erklärt werden.

Die verbesserte Verschweißung der Profile basierend auf einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$ ist auf eine von der Temperatur abhängige unterschiedliche Ausbildung der Oxidschicht zurück zu führen. Wegen der hohen Sauerstoffaffinität bildet sich in normaler Luftumgebung innerhalb weniger Nanosekunden durch Reaktion der blanken Metalloberfläche mit dem Sauerstoff eine dichte festhaftende Oxidschicht, die das Aluminium vor weiterer Oxidation schützt (Ostermann, 2014). Dieser Vorgang ist in **Bild 6.13** dargestellt und zeigt zunächst den Kontakt der reinen Aluminiumoberfläche mit der Luft (**Bild 6.13a**) und die sich daraufhin bildende Oxidschicht Al_2O_3 (**Bild 6.13b**).

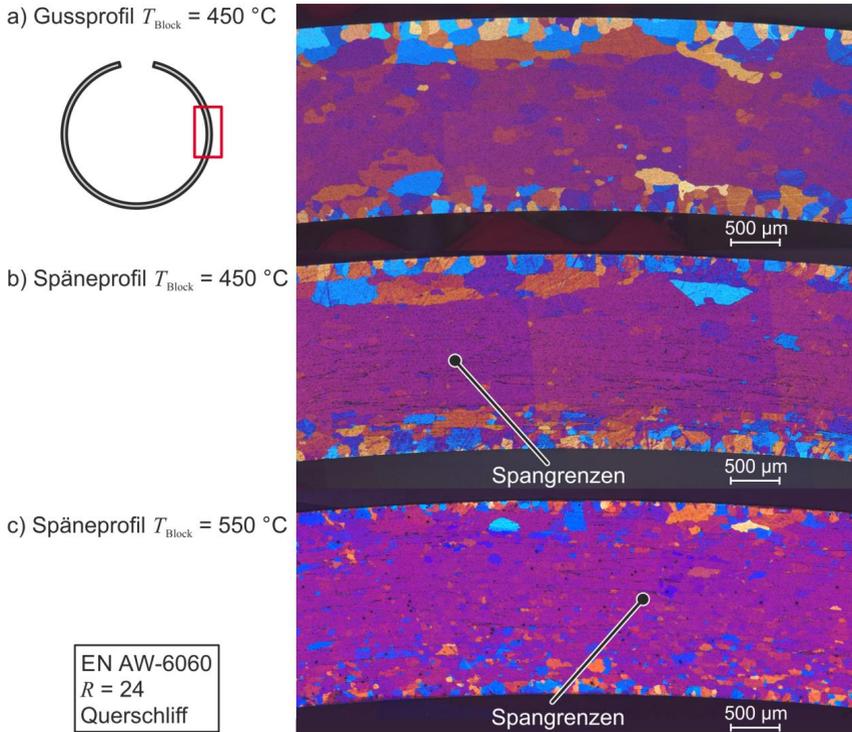


Bild 6.12: Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die Mikrostruktur der Späne- und Gussprofile: a) Gussprofil $T_{\text{Block}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$, b) Späneprofil $T_{\text{Block}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$, c) Späneprofil $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$

Findet nun eine Erwärmung des Metalls statt und handelt es sich zusätzlich um eine mit Magnesium legierte Legierung, diffundiert das Magnesium aufgrund seiner hohen Reaktionsenergie zur Oberfläche. Dort reagiert es mit dem Sauerstoff und bildet eine zusätzliche Oxidschicht bestehend aus Magnesiumoxid (MgO) wie in **Bild 6.13c** dargestellt (Lea und Molinari, 1984). Die Dicke dieser Oxidschicht ist dabei von der Temperatur sowie der Zeit der Erwärmung abhängig (Mizuno et al., 1996). Untersuchungen von Holub und Matienzo (1981) zeigen, dass ab einer Temperatur von $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ eine deutliche Zunahme der Oxidschichtdicke mit steigender Temperatur erfolgt. Ebenso wächst auch mit zunehmender Zeit der Erwärmung bzw. Zeit, die das Aluminium erhöhten Temperaturen ausgesetzt ist, die Schichtdicke an.

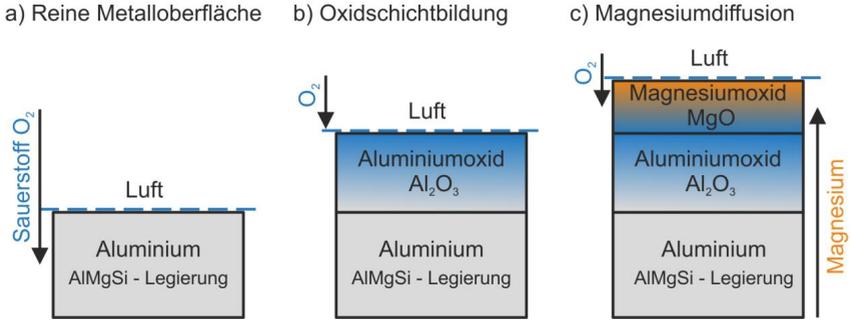


Bild 6.13: Bildung von Oxiden auf der Aluminiumoberfläche: a) reine Metalloberfläche an Luft, b) Oxidschichtbildung Al₂O₃, c) Oxidschichtbildung MgO unter Temperatureinfluss

Das bei $T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ gepresste spänebasierte Profil wurde zusätzlich mittels eines Rasterelektronenmikroskops (REM) untersucht. Hierfür wurden die Spangrenzen mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) analysiert, um die Elementzusammensetzung zu ermitteln². In **Bild 6.14** ist deutlich zu erkennen, dass sich im Bereich entlang der Spangrenzen sowohl hohe Konzentrationen von Magnesium als auch Sauerstoff befinden. Dies bestätigt die Bildung einer Magnesiumoxidschicht während der Erwärmung und Homogenisierung der Späneblöcke vor dem Strangpressen und führt zu einer erschwerten Verschweißung während des Spänestrangpressens.

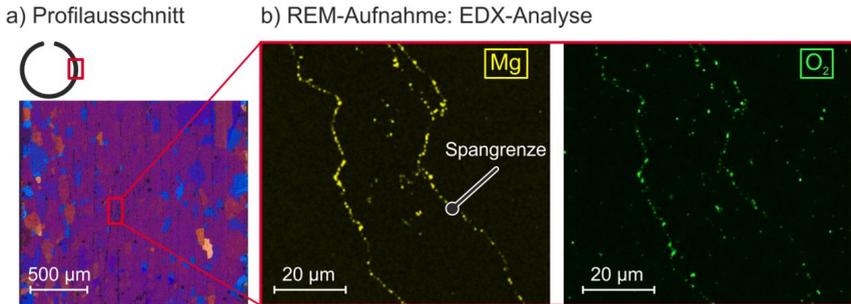


Bild 6.14: EDX-Analyse der Spangrenzen des spänebasierten Profils im Rasterelektronenmikroskop

² Die REM- und EDX-Aufnahmen wurden am Institut de Chimie et des Matériaux Paris-Est (ICMPE) und am Institut de Recherche de Chimie Paris (IRCP) von Mathilde Laurent-Brocq und Lola Liliensten erstellt.

Übertragen auf die Blockeinsatztemperatur beim Spänestrangpressen bedeutet dies, dass bei einer Blockeinsatztemperatur $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ und einer Homogenisierungszeit von $t = 6$ Stunden sich eine dicke Oxidschicht auf den Spänen bildet, die für die Verschweißung aufgebrochen werden muss. Wird nun die Blockeinsatztemperatur auf $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ gesenkt, reduziert sich die Oxidschichtdicke wodurch das Aufbrechen der Oxide und die anschließende Verschweißung begünstigt werden. Obwohl durch die Reduzierung der Blockeinsatztemperatur auf $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ eine Verbesserung der Verschweißung erzielt wird, was sich anhand des Gefüges und der mechanischen Kennwerte erkennen lässt, sind weiterhin Spangrenzen in der Mitte der Profildicke sichtbar. Dies ist auf die Aufwärm- und Homogenisierungszeit zurückzuführen die bei der geringeren Blockeinsatztemperatur ebenfalls sechs Stunden betrug. Wie in den oben genannten Veröffentlichungen beschrieben, hat auch die Zeit einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung der Oxidschicht, sodass sich kürzere Aufwärmzeiten ebenfalls begünstigend auf den Spänestrangpressprozess auswirken könnten.

Einfluss des Pressverhältnisses

Der Einfluss des Pressverhältnisses auf die Mikrostruktur der Profile wird anhand der Lichtmikroskopaufnahmen in **Bild 6.15** deutlich. Der Vergleich zwischen den Gussprofilen (**Bild 6.15a**) und den Späneprofilen (**Bild 6.15b**) zeigt zunächst eine ähnliche Mikrostruktur. Der mittlere Korndurchmesser der Gussprofile im Oberflächenbereich beträgt $d_{\text{Korn}} = 88 \text{ }\mu\text{m}$, der der Späneprofile $d_{\text{Korn}} = 77 \text{ }\mu\text{m}$. Dies entspricht einer Differenz von lediglich 12,5 %. Im mittleren Bereich der Wandstärke nimmt die Korngröße ab und beträgt $d_{\text{Korn}} = 65 \text{ }\mu\text{m}$ (Gussprofil) und $d_{\text{Korn}} = 61 \text{ }\mu\text{m}$ (Späneprofil). Die Differenz zwischen Randbereich und Mitte liegt somit bei maximal 25 %. Im Vergleich zu den Späneprofilen, die mit einem Pressverhältnis $R = 24$ gepresst wurden (**Bild 6.15c**, $d_{\text{Korn}} = 95 \text{ }\mu\text{m}$) ergibt sich somit eine Reduzierung der mittleren Korngröße um 27 %.

Die Analyse der Verschweißung zeigt zunächst eine vollständige Verschweißung im Bereich der Oberfläche, da hier keine Spangrenzen sichtbar und gleichmäßig verteilte Körner vorhanden sind. Die Auswertung der Verschweißung über die Profilwandstärke zeigt jedoch eine Veränderung der Verschweißung die auf den Einfluss des Pressverhältnisses zurückzuführen ist. Bei den Profilen mit einem Pressverhältnis $R = 24$ sind im mittleren Bereich der Profilwandstärke deutliche Spangrenzen zu erkennen. Die Körner erstrecken sich hier nur bis zu den Spangrenzen, was nur eine teilweise Verschweißung der Späne in der Mitte der Profilwandstärke bedeutet. Bei den Profilen mit einem Pressverhältnis $R = 48$ hingegen finden sich deutlich weniger Spangrenzen im mittleren Bereich der Profilwandstärke und auch die Körner enden nicht an den Spangrenzen. Die vorhandenen Spangrenzen sind zudem deutlich dünner und häufiger unterbrochen, sodass von einer verbesserten Verschweißung ausgegangen werden kann. Dadurch kann der in Abschnitt 6.1.1 gezeigte Einfluss des Pressverhältnisses auf die mechanischen Eigenschaften begründet und die Verbesserung dieser erklärt werden.

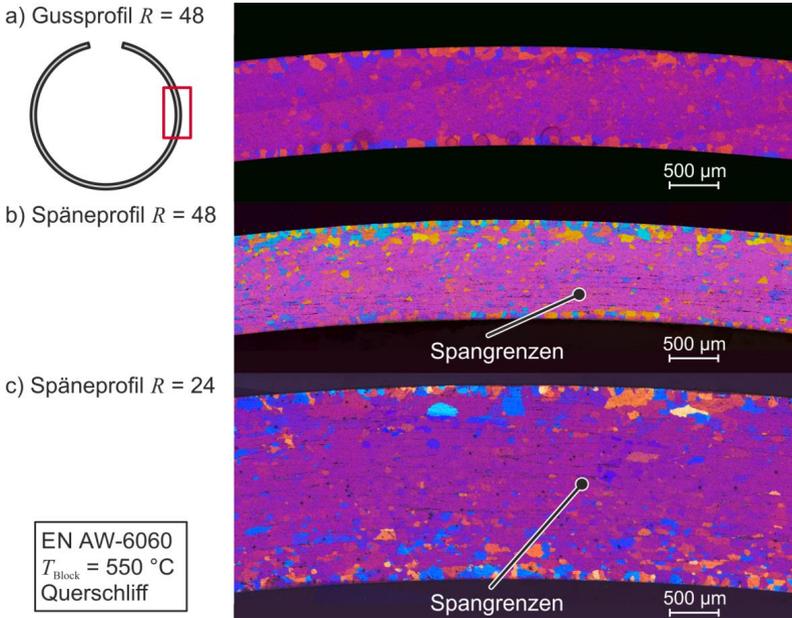


Bild 6.15: Einfluss des Pressverhältnisses auf die Mikrostruktur der Späne- und Gussprofile: a) Gussprofil $R = 48$, b) Späneprofil $R = 48$, c) Späneprofil $R = 24$

6.2 Einfluss des Aufweitens und Walzens

6.2.1 Mechanische Eigenschaften der Bleche

Die zylindrischen Profile, die mit den Referenzparametern hergestellt wurden (EN AW-6060-Späne, Kammerwerkzeug, $R = 24$, $v_{\text{Stempel}} = 2 \text{ mm/s}$, $T_{\text{Block}} = 550 \text{ } ^\circ\text{C}$, $T_{\text{Mat-rixe}} = 450 \text{ } ^\circ\text{C}$), wurden in einem zweiten Schritt wie in Abschnitt 4.4 beschrieben zu Blechen weiterverarbeitet. Es erfolgte zunächst das Aufweiten ohne weitere Reduktion der Blechdicke. Der Einfluss des Aufweitens auf die mechanischen Eigenschaften der Bleche ist anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms in **Bild 6.16** zu erkennen. Es zeigt sich eine erhöhte Dehngrenze sowohl für die Guss- als auch Späneprofile. Zudem reduziert sich die Duktilität beider Bleche, was sich in einer geringeren Bruchdehnung äußert. Diese beträgt für die Bleche $A = 21,5 \%$ im Vergleich zu $A = 24,5 \%$ bei den Strangpressprofilen. Die Dehngrenze erhöht sich auf $R_{p0,2} = 90 \text{ MPa}$ für die Gussprofile und $R_{p0,2} = 81 \text{ MPa}$ für die Späneprofile. Die Zugfestigkeit hingegen bleibt nahezu konstant und liegt bei $R_m = 149 \text{ MPa}$ für die Gussprofile und $R_m = 134 \text{ MPa}$ für die Späneprofile.

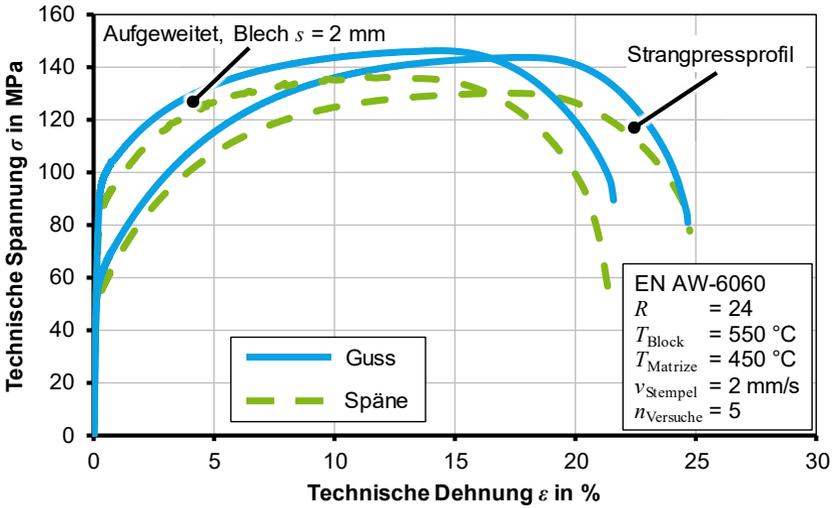


Bild 6.16: Einfluss des Aufweitens auf die technischen Spannungs-Dehnungskurven der späne- und gussbasierten Bleche

Der Anstieg der Dehngrenze und die leicht verringerte Duktilität in Bezug auf die Bruchdehnung lassen sich durch die eingebrachte Kaltverfestigung durch den Aufweitprozess zurückführen. Durch die Biegung quer zur Längsachse der Profile ergibt sich ein Umformgrad von $\varphi = 0,0165$ gemittelt über die Blechdicke wie in den numerischen Simulationen in Abschnitt 4.4 ermittelt wurde.

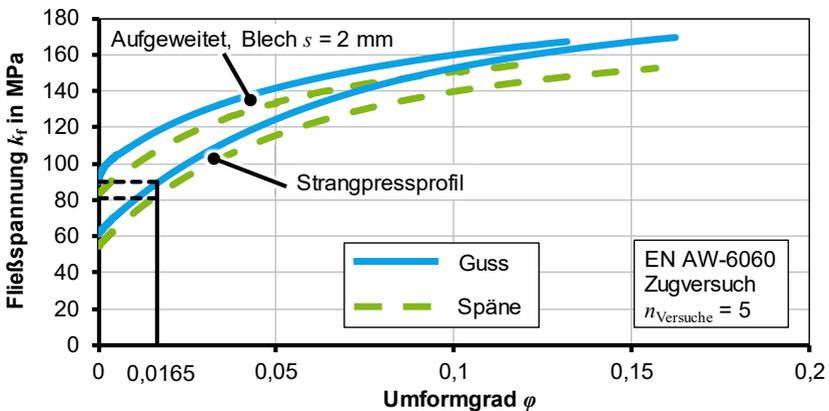


Bild 6.17: Einfluss des Aufweitens auf die Fließkurven der späne- und gussbasierten Bleche

Bei dem Vergleich der Fließspannungen für den ermittelten Umformgrad anhand der Fließkurven der Strangpressprofile in **Bild 6.17**, zeigt sich, dass diese exakt der Anfangsfließspannung der aufgeweiteten Bleche mit einer Dicke von $s = 2$ mm entsprechen. Die Steigerung kann somit auf die durch das Aufweiten eingebrachte Umformung zurückgeführt werden.

Die aufgeweiteten Bleche mit einer Blechdicke $s = 2$ mm wurden weiteren Walzschritten unterzogen, um deren finale Blechdicke zu reduzieren. Durch den Walzprozess wurden Dickenänderungen von $\varepsilon_h = 0,25$ und $\varepsilon_h = 0,5$ erzielt, was einer finalen Blechdicke von $s = 1,5$ mm und $s = 1,0$ mm entspricht. Der Einfluss des Walzens auf die mechanischen Eigenschaften der Bleche ist anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms in **Bild 6.18** zu erkennen. Es ist eine deutliche Steigerung sowohl der Dehngrenze als auch der Zugfestigkeit festzustellen, die auf eine weitere Kaltverfestigung durch die Walzschritte zurückzuführen ist. Dadurch ergibt sich auch eine deutliche Reduzierung der Duktilität beider Bleche, was sich in einer herabgesetzten Bruchdehnung äußert. Diese beträgt für die gussbasierten Bleche $A = 8,5\%$ ($s = 1,5$ mm) und $A = 6,3\%$ ($s = 1,0$ mm). Im Vergleich liegen die Werte der spänebasierten Bleche bei $A = 8,3\%$ ($s = 1,5$ mm) und $A = 6,2\%$ ($s = 1,0$ mm). Die Kurven der spänebasierten Bleche liegen zwar nach wie vor unter den Kurven der Gussprofile, jedoch ist eine Verringerung des Abstands erkennbar, was auf eine verbesserte Verschweißung hindeutet.

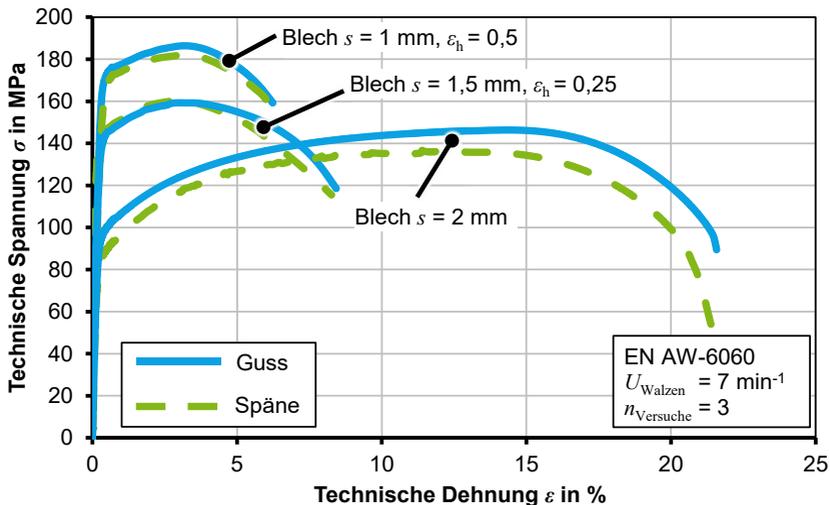


Bild 6.18: Einfluss des Walzens auf die technischen Spannungs-Dehnungskurven der späne- und gussbasierten Bleche

Die weitere Erhöhung der Dehngrenze und der Zugfestigkeit ist detaillierter in den Diagrammen in **Bild 6.19** sowohl für die Guss- als auch die Späneprofile dargestellt. Die Dehngrenze erhöht sich für die Bleche aus Gussblöcken für die 1,5 mm-Bleche auf $R_{p0,2} = 144 \text{ MPa}$ und $R_{p0,2} = 171 \text{ MPa}$ für die 1 mm-Bleche. Für die Bleche aus Spänen erhöhen sich die Werte auf $R_{p0,2} = 141,5 \text{ MPa}$ ($s = 1,5 \text{ mm}$) und $R_{p0,2} = 168 \text{ MPa}$ ($s = 1,0 \text{ mm}$). Auch die Zugfestigkeit wird gesteigert, sodass die Werte der gussbasierten Bleche $R_m = 159 \text{ MPa}$ ($s = 1,5 \text{ mm}$) und $R_m = 185 \text{ MPa}$ ($s = 1,0 \text{ mm}$) betragen. Für die spänebasierten Bleche ergeben sich für die 1,5 mm-Bleche $R_m = 156 \text{ MPa}$ und für die 1,0 mm-Bleche $R_m = 182 \text{ MPa}$. Der Vergleich der Werte der gussbasierten und spänebasierten Bleche zeigt, dass die Differenz zwischen beiden ausgehend von 10 % bei den 2 mm-Blechen auf 2 % bei den 1,5 mm-Blechen und 2 % bei den 1,0 mm-Blechen reduziert werden können. Es kann also eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Späneprofile durch den Walzprozess und somit die Verringerung der Blechdicke erzielt werden. Die Verringerung des Unterschieds zwischen den Profilen kann auf eine verbesserte Verschweißung zurückgeführt werden, die in den Mikrostruktur-aufnahmen in Abschnitt 6.2.2 zu erkennen und genauer erläutert ist.

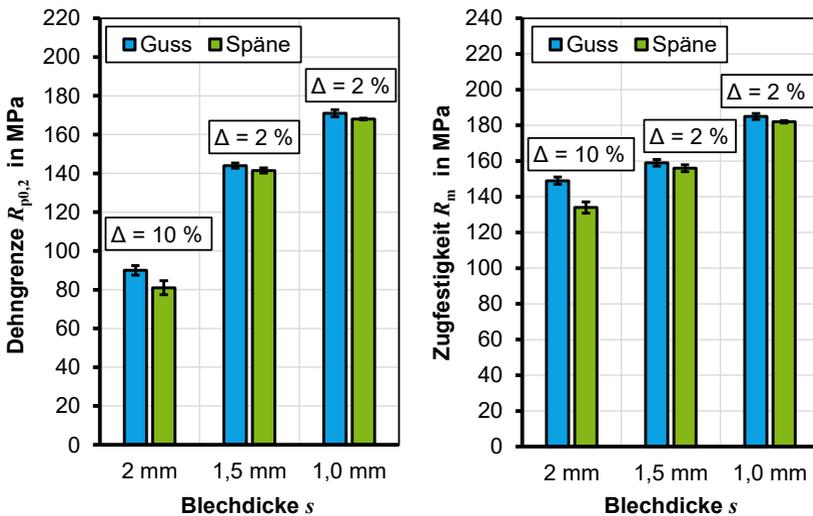


Bild 6.19: Einfluss des Walzens auf die Dehngrenze und Zugfestigkeit der späne- und gussbasierten Bleche

Eine wichtige Kenngröße um die Kaltumformbarkeit von Blechen zu bewerten ist der Verfestigungsexponent n . Er beschreibt die Verfestigung eines Werkstoffes bei der Umformung mit zunehmendem Umformgrad und entspricht der Steigung einer Fließkurve.

Berechnet werden kann er nach Lange (1984) mit Hilfe der Gleichmaßdehnung A_G durch den Zusammenhang:

$$n = \varphi_G = \ln(1 + A_G). \quad (6.1)$$

Je höher der Wert des Verfestigungsexponenten n ist, desto besser ist die Weiterleitung der Umformung auf benachbarte Werkstückbereiche. Dies bewirkt, dass das an der Umformung einbezogene Volumen sich erhöht und sich der Widerstand gegen örtliche Einschnürung vergrößert (Skolaut, 2014). Da die Neigung des Werkstoffs zur lokalen Einschnürung während der Umformung direkt vom Verfestigungsexponenten abhängt, sollte dieser nach Lange (1975) maximiert werden. Die Werte des Verfestigungsexponenten der guss- und spänebasierten Bleche sind für die unterschiedlichen Blechdicken in **Bild 6.20** dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Werte nach dem Walzen von $n = 0,2$ (Blech $s = 2$ mm) auf $n = 0,056$ (gussbasiertes Blech $s = 1,5$ mm), bzw. $n = 0,041$ (spänebasiertes Blech $s = 1,5$ mm) abfallen. Die weitere Reduktion der Blechdicke auf $s = 1$ mm reduziert auch die Verfestigungsexponenten auf $n = 0,026$ (gussbasiertes Blech) und $n = 0,024$ (spänebasiertes Blech).

Die Verringerung der Werte ergibt sich aufgrund der Kaltverfestigung der Bleche durch den Walzprozess. Aufgrund der geringen Werte und der damit verbundenen zu erwartenden geringen weiteren Umformbarkeit der Bleche wurden diese einer Wärmebehandlung wie in Abschnitt 4.6 beschrieben unterzogen. Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften wird in Abschnitt 6.3.1 beschrieben.

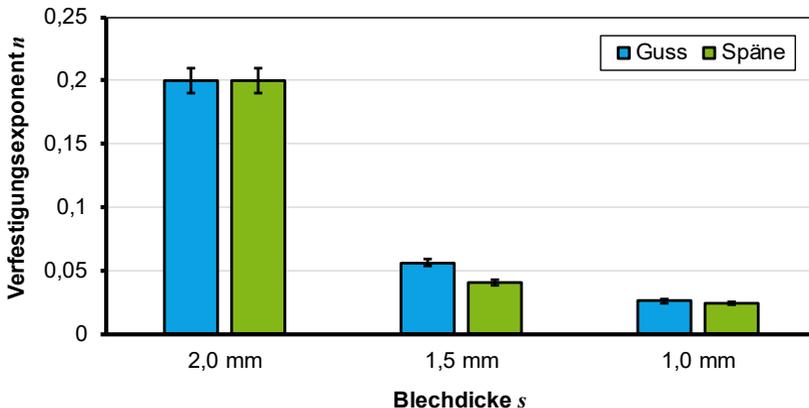


Bild 6.20: Einfluss des Aufweitens und Walzens auf die Verfestigungsexponenten der späne- und gussbasierten Bleche

Da der Unterschied zwischen den gussbasierten und spänebasierten Blechen mit einer Blechdicke $s = 1,5$ mm ($\epsilon_h = 25$ %) und $s = 1,0$ mm ($\epsilon_h = 50$ %) gering ist, werden im

weiteren Verlauf der Arbeit nur die Bleche mit einer Blechdicke $s = 2 \text{ mm}$ und $s = 1 \text{ mm}$, d. h. $\varepsilon_h = 0 \%$ bzw. $\varepsilon_h = 50 \%$ untersucht und gezeigt.

Einfluss des Pressverhältnisses

Der Vergleich der Dehngrenzen und der Zugfestigkeiten für die Bleche nach dem Aufweiten, die mit den Pressverhältnissen $R = 24$ und $R = 48$ hergestellt wurden ist in **Bild 6.21** dargestellt. Hier zeigt sich zunächst eine leichte Verringerung der Dehngrenzen für das höhere Pressverhältnis und gleichzeitig eine Zunahme der Zugfestigkeiten im Vergleich zu den Blechen mit einem Pressverhältnis $R = 24$. Dies kann auf eine erhöhte Profilaustrittstemperatur zurückgeführt werden, die aufgrund der größeren Reibung und der geringeren Profilwandstärke entsteht.

Die Dehngrenze der gussbasierten Profile beträgt $R_{p0,2} = 85 \text{ MPa}$ und die der spänebasierten Profile $R_{p0,2} = 78 \text{ MPa}$ für das Pressverhältnis $R = 48$. Die Werte der Zugfestigkeit liegen bei $R_m = 157 \text{ MPa}$ für die Gussprofile und $R_m = 144 \text{ MPa}$ für die Späneprofile. Eine Abnahme der Differenz zwischen den beiden Profilen ist somit auch für die Bleche basierend auf dem höheren Pressverhältnis $R = 48$ gegeben. Die Differenz reduziert sich von 10% (Pressverhältnis $R = 24$) auf 8% (Pressverhältnis $R = 48$). Die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der spänebasierten Profile durch die Erhöhung des Pressverhältnisses ist somit auch für die Bleche gegeben. Auf die Verschweißung der Späne der beiden Bleche wird in Abschnitt 6.2.2 anhand von Mikroskopieaufnahmen eingegangen.

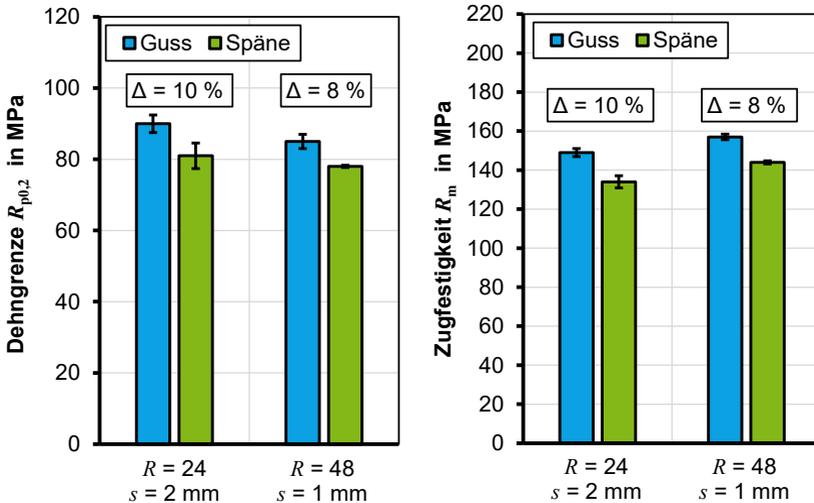


Bild 6.21: Einfluss des Pressverhältnisses auf die Dehngrenze und Zugfestigkeit der späne- und gussbasierten Bleche nach dem Aufweiten

Der Einfluss des Pressverhältnisses auf den Verfestigungsexponent n , der die Umformbarkeit der Bleche charakterisiert, ist in **Bild 6.22** dargestellt. Die Bleche basierend auf dem Pressverhältnis $R = 24$ haben einen Verfestigungsexponenten $n = 0,2$, für die Erhöhung des Pressverhältnisses auf $R = 48$ ergibt sich eine Steigerung auf $n = 0,22$. Die leichte Steigerung der Werte ist basierend auf den Werten der Dehngrenze und Zugfestigkeit nachvollziehbar und kann ebenfalls auf die erhöhte Profilaustrittstemperatur zurückgeführt werden. Dadurch stellt sich ein verändertes Gefüge innerhalb der Bleche ein. Je nach Umformprozess und Anwendungsfall, könnte die Umformbarkeit der Bleche basierend auf einem Pressverhältnis $R = 48$ ausreichen. Um jedoch die maximale Umformbarkeit auch im Vergleich zu den Blechen mit Dickenreduzierung zu ermöglichen, wurden die 1,0 mm-Bleche ($R = 48$) ebenfalls der Wärmebehandlung zum Zustand T4 wie in Abschnitt 4.6 beschrieben unterzogen.

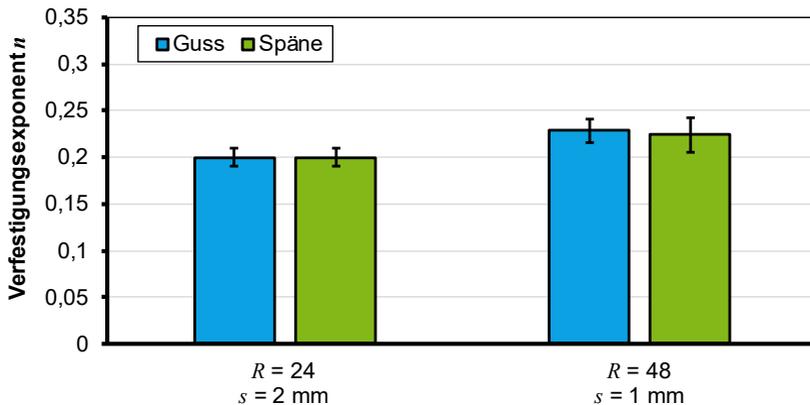


Bild 6.22: Einfluss des Pressverhältnisses auf die Verfestigungsexponenten der späne- und gussbasierten Bleche

6.2.2 Mikrostruktur der Bleche

Die Weiterverarbeitung der stranggepressten Profile zu Blechen durch Aufweiten und die weitere Reduzierung der finalen Blechdicke durch den Walzprozess hat einen Einfluss auf die Mikrostruktur der Bleche. Die Analyse erfolgte an den Blechen mit einer Blechdicke $s = 2$ mm, $s = 1,5$ mm (Dickenänderungen $\varepsilon_h = 0,25$) und $s = 1,0$ mm (Dickenänderungen $\varepsilon_h = 0,5$). Diese wurden aus den Profilen, die mittels des Referenzparametersets (EN AW-6060-Späne, Kammerwerkzeug, $R = 24$, $v_{\text{Stempel}} = 2$ mm/s, $T_{\text{Block}} = 550$ °C, $T_{\text{Matrize}} = 450$ °C) hergestellt wurden, gefertigt. Es sollte vor allem der Einfluss des Aufweitens und Walzens auf die Verschweißung der Spänengrenzen analysiert werden. Insbesondere galt es hier die Verläufe und Sichtbarkeit der Spangrenzen zu untersuchen. Da beim Walzen ausschließlich eine Dehnung in Walzrichtung erfolgt, wurden

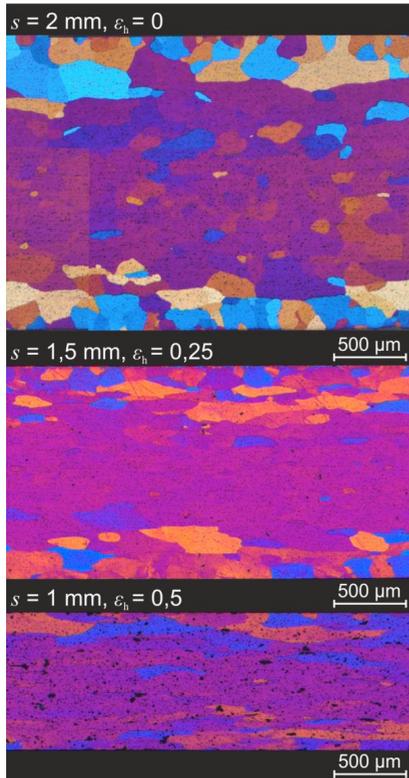
Lichtmikroskopaufnahmen im Längsschliff, d. h. parallel zur Walzrichtung aufgenommen, um die Veränderung der Verschweißung und der Spangrenzen bestimmen zu können. Zum Vergleich der Änderung der Mikrostruktur erfolgte parallel die Betrachtung der Bleche basierend auf Gussblöcken.

In **Bild 6.23** sind die Lichtmikroskopaufnahmen der späne- und gussbasierten Bleche für die unterschiedlichen Blechdicken dargestellt. Bei Betrachtung der spänebasierten Bleche zeigt sich zunächst für eine Blechdicke $s = 2$ mm, dass lange Spangrenzen parallel zur Oberfläche verlaufen, die über die gesamte Blechdicke vorhanden sind. Außerhalb des oberflächennahen Bereichs erstrecken sich viele Körner nur bis zu den Spangrenzen. An diesen Stellen kann von einer nicht vollständigen Verschweißung ausgegangen werden. Eine Reduzierung der Blechdicke auf $s = 1,5$ mm bewirkt eine leichte Streckung der Körner vor allem im Randbereich. Die Spangrenzen sind zwar weiterhin zu sehen, ihre Anzahl nimmt jedoch ab. Die weitere Stichabnahme zur Erzielung der geringsten Blechdicke $s = 1,0$ mm führt zu einer deutlichen Veränderung im Vergleich zum Ausgangszustand (Blech $s = 2$ mm). Die Körner im Randbereich erfahren eine deutliche Streckung durch den Walzprozess. Zudem sind weniger Spangrenzen sichtbar, und die sichtbaren Spangrenzen sind deutlich kürzer und dünner. Hinzu kommen Körner, die sich über die ursprünglich vorhandenen Spangrenzen hinaus erstrecken und somit auf eine verbesserte Verschweißung hindeuten. Die Reduzierung der Differenz der mechanischen Kennwerte zwischen den gussbasierten und spänebasierten Blechen von 10 % bei den 2 mm-Blechen auf 2 % bei den 1,5 mm-Blechen und 2 % bei den 1,0 mm-Blechen kann somit auf die Verbesserung der Verschweißung zurückgeführt werden.

Die Gegenüberstellung der Mikrostruktur der späne- und gussbasierten Bleche zeigt eine ähnliche Struktur für alle drei Blechdicken. Das Gefüge der gussbasierten Bleche mit einer Blechdicke $s = 2$ mm besteht aus gleichmäßig großen Körnern vor allem im Randbereich, hier beträgt die durchschnittliche Korngröße $d_{\text{Korn}} = 207 \mu\text{m}$. Auch bei den Späneblechen befinden sich im Randbereich gleichmäßig große Körner mit einer durchschnittlichen Größe von $d_{\text{Korn}} = 104 \mu\text{m}$. Diese sind somit um 50 % kleiner. Nach der Reduzierung der Blechdicke auf $s = 1,5$ mm werden die Körner gestreckt. Die durchschnittliche Breite der Körner nimmt ab und beträgt $b_{\text{Korn}} = 150 \mu\text{m}$, wohingegen die Länge zunimmt und $l_{\text{Korn}} = 277 \mu\text{m}$ bei den Gussblechen beträgt. Bei den Späneblechen sind teilweise deutlich längere Körner zu finden, sodass sich eine mittlere Länge von $l_{\text{Korn}} = 407 \mu\text{m}$ ergibt, was durch die verminderte Breite aufgrund der Spangrenzen zu erklären ist. Dadurch nimmt die durchschnittliche Breite ab und beträgt $b_{\text{Korn}} = 82 \mu\text{m}$. Eine weitere Blechdickenreduzierung führt zu einer weiteren Streckung der Körner und einer Länge der Körner von $l_{\text{Korn}} = 417 \mu\text{m}$ bei einer Breite von $b_{\text{Korn}} = 100 \mu\text{m}$ für die Gussbleche $s = 1$ mm. Die Spänebleche haben eine Kornlänge von $l_{\text{Korn}} = 574 \mu\text{m}$ bei einer Breite von $b_{\text{Korn}} = 90 \mu\text{m}$. Die unveränderte Breite der Körner im Vergleich zu den Blechen ($s = 1,5$ mm) kann auf die verbesserte Verschweißung zurückgeführt werden,

wodurch die Körner nicht mehr an den Spangrenzen enden, sondern sich darüber hinaus ausbilden können.

a) Gussblech



b) Späneblech

EN AW-6060; $R = 24$

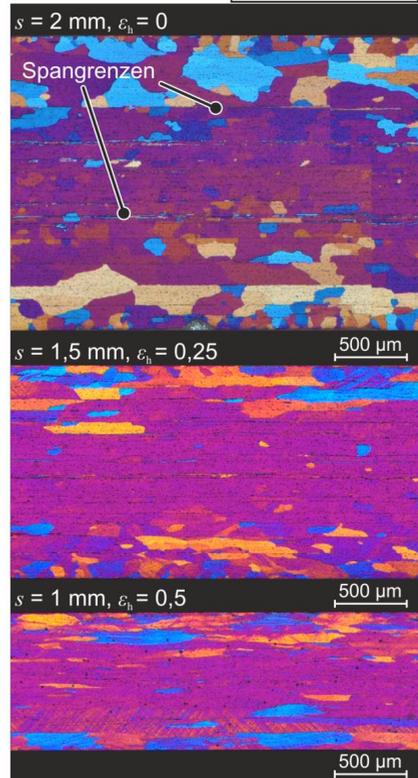


Bild 6.23: Vergleich der Mikrostruktur im Längsschliff parallel zur Walzrichtung:

a) Gussbleche, b) Spänebleche

Einfluss des Pressverhältnisses

In **Bild 6.24** ist der Einfluss des Pressverhältnisses auf die Mikrostruktur der Bleche anhand von Lichtmikroskopaufnahmen dargestellt. Die Mikrostruktur gemessen an der Korngröße ist für die gussbasierten Bleche und die spänebasierten Bleche für das Pressverhältnis $R = 48$ ähnlich. Der mittlere Korndurchmesser der gleichmäßig großen Körner der Gussbleche beträgt $d_{\text{Korn}} = 95 \mu\text{m}$, der der Spänebleche $d_{\text{Korn}} = 83 \mu\text{m}$, was einer Differenz von 12,5 % entspricht. Im Vergleich zu den Blechen, basierend auf einem Pressverhältnis $R = 24$ reduziert sich die Korngröße um 54 % für die Gussbleche ($R = 24, d_{\text{Korn}} = 207 \mu\text{m}$) und um 20 % für die Spänebleche ($R = 24, d_{\text{Korn}} = 104 \mu\text{m}$).

Die verringerte Korngröße kann auf die geringere Blechdicke der $R = 48$ Bleche und die damit verbundene höhere Profilaustrittstemperatur nach dem Strangpressen zurückgeführt werden.

Der Vergleich der Verschweißung der Bleche mit $s = 1$ mm ($R = 48$) mit denen mit $s = 2$ mm ($R = 24$) zeigt weniger Spangrenzen über die Blechstärke. Zwar sind auch bei den 1 mm-Blechen Spangrenzen, die parallel zur Oberfläche verlaufen erkennbar, jedoch sind diese deutlich dünner und häufiger unterbrochen als bei den 2 mm-Blechen. Bei diesen Blechen ist zudem deutlich zu erkennen, dass sich die Körner nur bis zu den Spangrenzen ausbilden wodurch eine Zeiligkeit entsteht. Diese ist bei den 1 mm-Blechen nicht zu erkennen und auch die Körner erstrecken sich über die ursprünglich vorhandenen Spangrenzen hinaus. Es kann somit eine gesteigerte Verschweißung der Späne festgestellt werden, die sich auch in der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften (s. Abschnitt 6.1.2) der Bleche basierend auf dem höheren Pressverhältnis $R = 48$ zeigt.

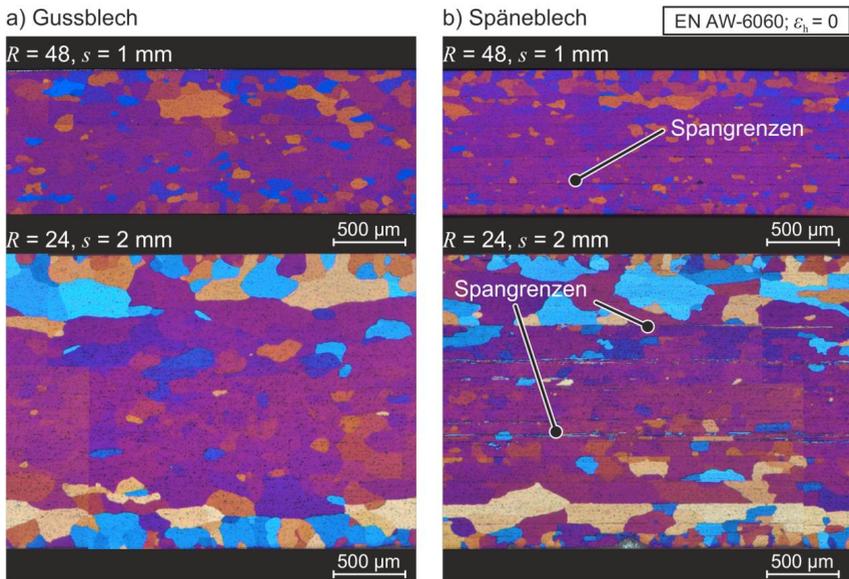


Bild 6.24: Einfluss des Pressverhältnisses auf die Mikrostruktur der a) Gussbleche und b) Spänebleche im Längsschliff parallel zur Walzrichtung³

³ Die Aufnahmen wurden im Rahmen einer Projektarbeit von Frau C. Pinot vom Ecole d'ingénieurs - Centrale Nantes während ihres studentischen Austausches in Dortmund am IUL erstellt.

6.3 Einfluss der Wärmebehandlung

Für die weitere Umformung wurden die Bleche zunächst einer Wärmebehandlung unterzogen. Ziel war die Kaltverfestigung, die durch den Aufweit- und Walzprozess eingebracht wurde, zu egalisieren und die Umformbarkeit der Bleche zu steigern. Es wurden dafür zwei Wärmebehandlungsstrategien verfolgt, die in Abschnitt 4.6 beschrieben sind. Zum einen das Weichglühen und zum anderen das Lösungsglühen mit anschließender Kaltauslagerung. Das Weichglühen erfolgte bei $T_{WG} = 340 \text{ °C}$ für $t = 2,5$ Stunden und anschließendem Abkühlen auf Raumtemperatur an stehender Luft. Das Lösungsglühen wurde bei $T_{LG} = 540 \text{ °C}$ für $t = 1$ Stunde durchgeführt mit anschließender Abkühlung auf Raumtemperatur an bewegter Luft mittels eines Gebläses oder im Wasserbad innerhalb von maximal $t = 40\text{-}60$ Sekunden. Die Kaltauslagerung bei Raumtemperatur ($T_{KA} = 20 \text{ °C}$) erfolgte für mindestens acht Tage.

Durch das Lösungsglühen bei $T_{LG} = 540 \text{ °C}$ konnte bei einigen Blechen ein ungewollter Effekt beobachtet werden. Durch die hohe Temperatur des Lösungsglühens wird zum einen die Fließspannung des Aluminiums erheblich reduziert, zum anderen kann sich eventuell eingeschlossene Luft im Blech ausdehnen. Dies führt zur Bildung von Blasen auf den Blechen wie in **Bild 6.25** deutlich zu erkennen ist. Es zeigen sich sowohl bei den Blechen mit $s = 2 \text{ mm}$ als auch $s = 1 \text{ mm}$ Blasen, jedoch sind diese bei den gewalzten Blechen deutlich kleiner. Dies bestätigt die Verbesserung der Verschweißung durch das Walzen mit Reduzierung der Blechdicke. Ebenfalls sind bei den Blechen basierend auf einem Pressverhältnis $R = 48$ nur sehr kleine Blasen zu finden, deren Anzahl gering ist. Der Einschluss von Luft in den Strangpressprofilen und damit auch den Blechen, ist auf die Luft in den kompaktierten Blöcken zurückzuführen. Dies unterstreicht die Wichtigkeit einer Kompaktierung der spänebasierten Blöcke, bei der der Anteil an eingeschlossener Luft minimal ist. Eine zusätzliche Gegenmaßnahme könnte der von Güley (2013) erstellte Ansatz einer weiteren Kompaktierung während des Strangpressens sein, der in dieser Arbeit jedoch nicht verwendet wurde.

a) Späneblech $R = 24$, $s = 2 \text{ mm}$, $\varepsilon_h = 0$

b) Späneblech $R = 24$, $s = 1 \text{ mm}$, $\varepsilon_h = 0,5$



Bild 6.25: Bildung von Luftblasen auf den Blechen nach dem Lösungsglühen: a) Späneblech $s = 2 \text{ mm}$, $\varepsilon_h = 0$, b) Späneblech $s = 1 \text{ mm}$, $\varepsilon_h = 0,5$

6.3.1 Mechanische Eigenschaften der Bleche

Im Folgenden wird der Einfluss der beiden Wärmebehandlungsstrategien auf die mechanischen Eigenschaften der Bleche beschrieben und analysiert. Wie in Abschnitt 6.1.2 festgelegt erfolgt die Betrachtung hierbei nur für die Bleche mit $s = 2 \text{ mm}$ und $s = 1 \text{ mm}$ ($\epsilon_h = 50 \%$). In **Bild 6.26** ist das Spannungs-Dehnungs-Diagramm der aufgeweiteten Bleche ohne Reduktion der Blechdicke dargestellt. Der Vergleich der wärmebehandelten Bleche mit den Blechen im Ausgangszustand nach dem Aufweiten zeigt zunächst, dass sowohl durch Weichglühen als auch Kaltauslagern die Dehngrenze von $R_{p0,2} = 90 \text{ MPa}$ für die Gussbleche und $R_{p0,2} = 81 \text{ MPa}$ für die Spänebleche auf $R_{p0,2} = 65 \text{ MPa}$ (Guss) und $R_{p0,2} = 61 \text{ MPa}$ (Späne) reduziert wird. Die eingebrachte Kaltverfestigung wird somit abgebaut. Dies zeigt sich auch in einer erhöhten Duktilität beider Bleche, in Form einer gesteigerten Bruchdehnung. Diese beträgt für die Bleche im Ausgangszustand $A = 21,5 \%$ im Vergleich zu $A = 23,5 \%$ (Guss) bzw. $A = 26 \%$ (Späne) für die weichgeglühten Bleche und $A = 24,5 \%$ (Guss) bzw. $A = 23,5 \%$ (Späne) für die kaltausgelagerten Bleche. Der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven ist für die beiden Wärmebehandlungen dabei deutlich unterschiedlich. Das Weichglühen führt zu einem sehr flachen Verlauf und somit zu einer geringen Verfestigung wohingegen die Kaltauslagerung einen steilen Anstieg der Kurve bewirkt und somit eine starke Verfestigung des Materials beschreibt.

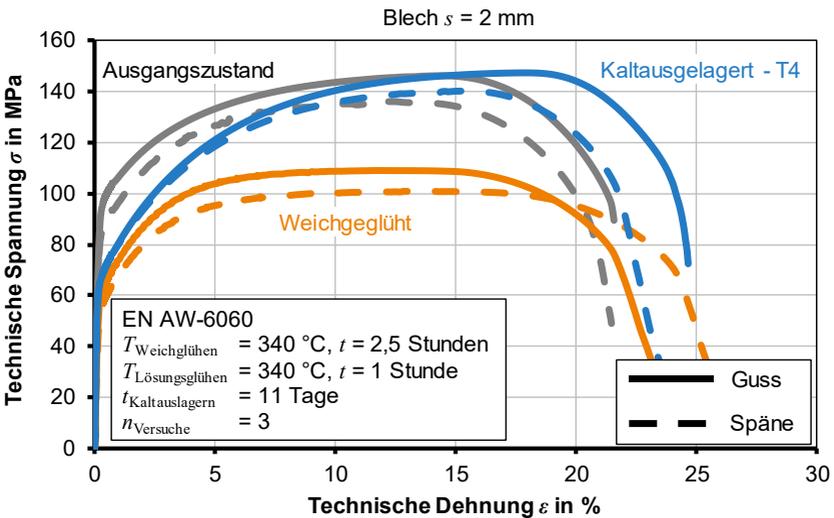


Bild 6.26: Einfluss der Wärmebehandlungszustände weichgeglüht und kaltausgelagert auf die mechanischen Eigenschaften der 2 mm-Bleche

Dies zeigt sich auch in den Werten der Zugfestigkeit die bei $R_m = 109$ MPa für die Gussbleche und $R_m = 101$ MPa für die Spänebleche (Weichglühen) und $R_m = 148$ MPa für die Gussbleche und $R_m = 141$ MPa für die Spänebleche (Kaltauslagern) liegen. Die Differenz zwischen den Werten der gussbasierten und spänebasierten Bleche bleibt auch nach den unterschiedlichen Wärmebehandlungen erhalten und liegt bei 7 % für das Weichglühen und 5 % für die Kaltauslagerung. Der unterschiedliche Verlauf der Kurven basierend auf den Wärmebehandlungen und die damit verbundenen Werte werden anhand der Mikrostruktur in Abschnitt 6.3.2 erklärt. Insgesamt führt das Lösungsglühen mit anschließender Kaltauslagerung zu verbesserten mechanischen Eigenschaften der Bleche gegenüber dem Ausgangszustand. Auf die Verbesserung hinsichtlich der Umformbarkeit gemessen am Verfestigungsexponent n wird im weiteren Verlauf eingegangen.

Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften der Bleche mit einer Reduzierung der Blechdicke um 50 % ($s = 1$ mm, $\varepsilon_h = 0,5$ %) ist in **Bild 6.27** dargestellt. Durch die Kaltverfestigung, die durch das Walzen eingebracht wurde sind die Dehngrenze ($R_{p0,2} = 170$ MPa) und Zugfestigkeit ($R_m = 183$ MPa) im Ausgangszustand deutlich gesteigert, wohingegen die Duktilität der Bleche gemessen an der Bruchdehnung ($A = 6,3$ %) deutlich reduziert ist. Auch für die 1 mm-Bleche führt das Weichglühen und Kaltauslagern zu einer Senkung der Dehngrenze auf $R_{p0,2} = 52$ MPa für die Spänebleche und $R_{p0,2} = 44$ MPa für die Gussbleche (Weichglühen) bzw. $R_{p0,2} = 63$ MPa für die Spänebleche und $R_{p0,2} = 62$ MPa für die Gussbleche (Kaltauslagern).

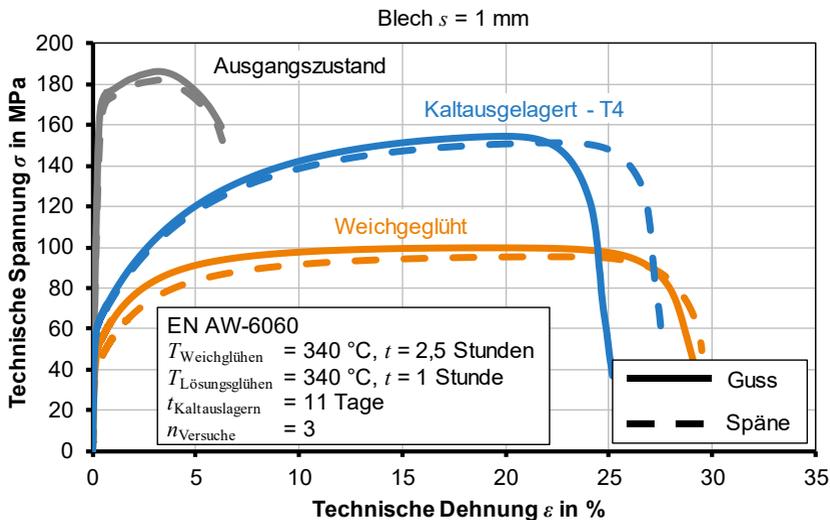


Bild 6.27: Einfluss der Wärmebehandlungszustände weichgeglüht und kaltausgelagert auf die mechanischen Eigenschaften der 1 mm-Bleche

Es wird ebenfalls die eingebrachte Kaltverfestigung abgebaut und die Duktilität beider Bleche erhöht. So beträgt die Bruchdehnung der weichgeglühten Bleche $A = 29\%$ (Guss & Späne) bzw. $A = 25\%$ (Guss) bzw. $A = 27\%$ (Späne) für die kaltausgelagerten Bleche. Der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven der 1 mm-Bleche gleicht denen der 2 mm-Bleche. Das Weichglühen führt ebenfalls zu einem flachen Verlauf sowie einer generell geringeren Festigkeit der Bleche. Dagegen kann durch die Kaltauslagerung ein steiler Anstieg der Kurve und damit eine gesteigerte Festigkeit des Materials bewirkt werden. Dadurch ergeben sich die Zugfestigkeiten die bei $R_m = 100\text{ MPa}$ für die Gussbleche und $R_m = 96\text{ MPa}$ für die Spänebleche (Weichglühen) und $R_m = 153\text{ MPa}$ für die Gussbleche und $R_m = 152\text{ MPa}$ für die Spänebleche (Kaltauslagern) liegen. Die Differenz zwischen den Werten der gussbasierten und spänebasierten Bleche bleibt auch nach den unterschiedlichen Wärmebehandlungen erhalten und liegt bei 4% für das Weichglühen und 1% für die Kaltauslagerung.

Ziel der Wärmebehandlung war es neben der Egalisierung der Kaltverfestigung, vor allem die Umformbarkeit der Bleche zu steigern. Hierfür wurde bereits in Abschnitt 6.1.2 die Betrachtung des Verfestigungsexponenten n als wichtige Kenngröße um die Kaltumformbarkeit von Blechen zu bewerten genutzt. In Bild 6.28 ist der Einfluss der beiden Wärmebehandlungen auf den Verfestigungsexponenten n für die 2 mm- und 1 mm-Bleche im Vergleich zum Ausgangszustand nach dem Aufweiten und Walzen dargestellt.

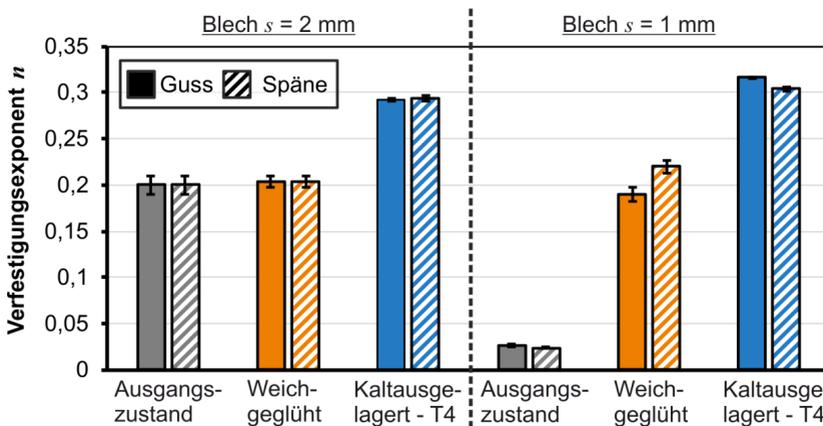


Bild 6.28: Einfluss der Wärmebehandlungszustände weichgeglüht und kaltausgelagert auf den Verfestigungsexponenten der 2 mm- und 1 mm-Bleche

Nach dem Aufweiten liegen die Werte bei $n = 0,2$ für Guss- und Spänebleche und verbleiben auf diesem Niveau auch nach dem Weichglühen. Durch das Lösungsglühen und die anschließende Kaltauslagerung konnten die Werte jedoch auf $n = 0,293$ gesteigert

werden. Durch das Walzen hat sich die Umformbarkeit der 1 mm-Bleche stark reduziert, sodass der Verfestigungsexponent nur noch $n = 0,026$ (Guss) bzw. $n = 0,024$ (Späne) beträgt. Durch das Weichglühen werden die Werte auf $n = 0,19$ (Guss) und $n = 0,22$ (Späne) gesteigert. Das Lösungsglühen und anschließende Kaltauslagern bringt auch hier die maximale Steigerung, sodass die Werte anschließend bei $n = 0,316$ (Guss) und $n = 0,304$ (Späne) liegen. Dies entspricht auch dem beobachteten Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven in Bild 6.26 bzw. Bild 6.27. Der größte Einfluss auf die Umformbarkeit der Bleche gemessen am Verfestigungsexponent n ist somit durch die Wärmebehandlung bestehend aus Lösungsglühen, Abschrecken und anschließender Kaltauslagerung zu erzielen. Für die 2 mm-Bleche kann der Verfestigungsexponent um 46,5 % im Vergleich zum Ausgangszustand gesteigert werden, bei den 1 mm-Blechen beträgt die Steigerung sogar 1100 %, der Verfestigungsexponent ist somit 11-mal so hoch. Basierend auf diesen Ergebnissen wurde die Wärmebehandlung der Bleche für alle weiteren Untersuchungen auf den Zustand T4 (Lösungsglühen, Abschrecken + Kaltauslagerung) mit den in Abschnitt 4.6 genannten Parametern festgelegt.

Einfluss des Pressverhältnisses

Der Einfluss des Wärmebehandlungszustands T4 auf die Eigenschaften der 1 mm-Bleche, die mit dem Pressverhältnis $R = 48$ hergestellt wurden, ist in **Bild 6.29** dargestellt.

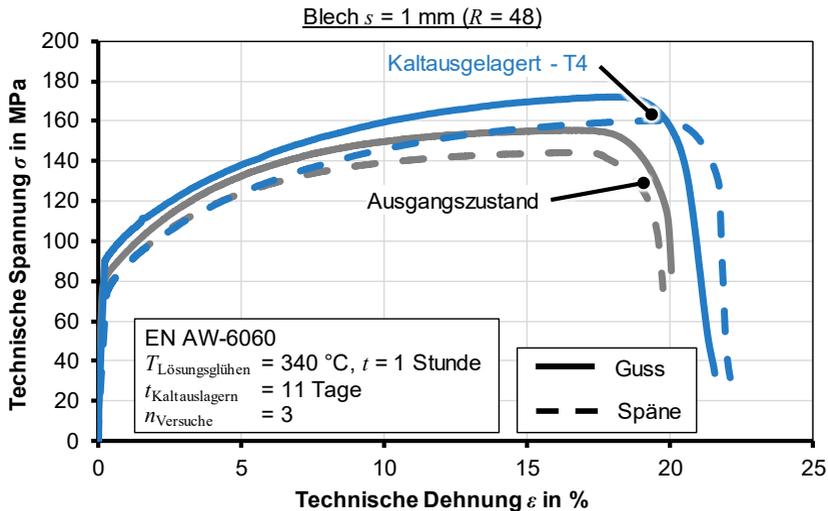


Bild 6.29: Einfluss der Kaltauslagerung auf die mechanischen Eigenschaften der 1 mm-Bleche ($R = 48$)

Es erfolgt eine Erhöhung der Dehngrenze auf $R_{p0,2} = 82$ MPa für die Spänebleche und $R_{p0,2} = 85$ MPa für die Gussbleche. Eine leichte Steigerung der Duktilität erfolgt für beide Bleche, sodass die Bruchdehnung $A = 22$ % im Vergleich zu $A = 20$ % (Guss) bzw. $A = 22,3$ % im Vergleich zu $A = 19$ % (Späne) beträgt. Ein steilerer Anstieg der Kurven der kaltausgelagerten Bleche ist festzustellen, wodurch die Werte der Zugfestigkeit bei $R_m = 172$ MPa für die Gussbleche und $R_m = 163$ MPa für die Spänebleche liegen. Die Differenz zwischen den Werten der gussbasierten und spänebasierten Bleche liegt bei maximal 5 %. Die Kaltauslagerung bewirkt insgesamt eine Steigerung und damit Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Bleche. Durch die Kaltauslagerung kann ebenfalls bei den 1 mm-Blechen ($R = 48$) eine Steigerung des Verfestigungsexponenten erzielt werden. Durch die Wärmebehandlung werden die Werte von $n = 0,23$ (Guss) und $n = 0,22$ (Späne) auf $n = 0,32$ (Guss) und $n = 0,31$ (Späne) gesteigert. Dies entspricht einer Verbesserung um 40 %. Die Werte liegen somit auf einem ähnlichen Niveau wie die der 2 mm- bzw. 1 mm-Bleche basierend auf dem Pressverhältnis $R = 24$ (Bild 6.30).

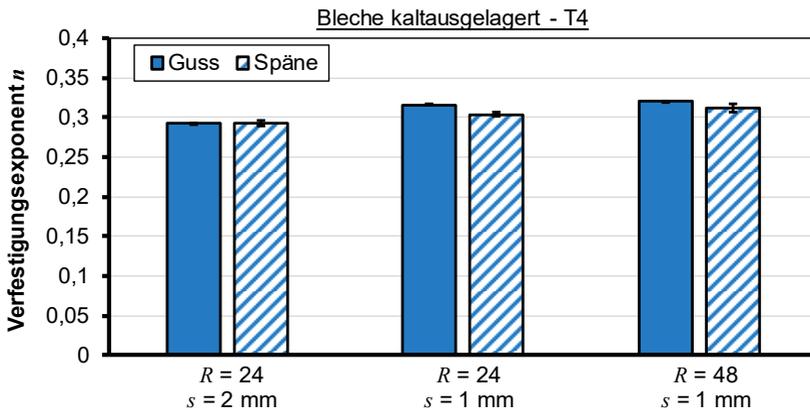


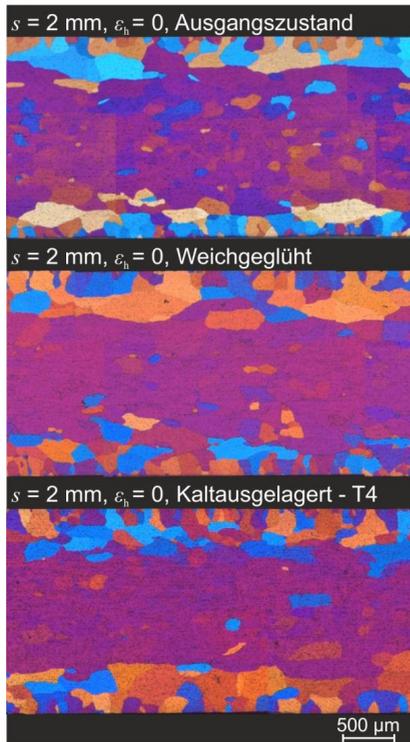
Bild 6.30: Einfluss der Kaltauslagerung auf den Verfestigungsexponenten der Bleche

6.3.2 Mikrostruktur der Bleche

Durch die unterschiedlichen Wärmebehandlungen verändert sich auch das Gefüge der Bleche, wodurch sich die im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen mechanischen Eigenschaften einstellen. Der Einfluss des Weichglühens sowie des Lösungsglühens mit anschließender Kaltauslagerung auf den Zustand T4 auf die Bleche, die mit den unterschiedlichen Pressverhältnissen und Stichabnahmen hergestellt wurden, wird im Folgenden beschrieben und analysiert. Das Ziel der Wärmebehandlungen war es, die durch den Walzprozess eingebrachte Kaltverfestigung zu reduzieren und die Umformbarkeit der Bleche für die nachfolgenden Umformoperationen zu erhöhen.

In **Bild 6.31** sind die 2 mm-Bleche (Pressverhältnis $R = 24$) im Ausgangszustand nach dem Aufweiten sowie nach dem Weichglühen als auch dem Kaltauslagern dargestellt. Für die Gussbleche zeigt sich für die beiden Wärmebehandlungen keine Veränderung der Mikrostruktur. Die Körner haben für alle drei Zustände eine ähnliche Korngröße von $d_{\text{Korn}} = 208 \mu\text{m}$. Der Einfluss des Lösungsglühens sowie die anschließende Kaltauslagerung lässt sich eindeutig anhand der fein verteilten Ausscheidungen innerhalb der Körner erkennen. Diese tragen auch zur Festigkeitssteigerung, die in den Zugversuchen ermittelt wurde, bei.

a) Gussblech



b) Späneblech

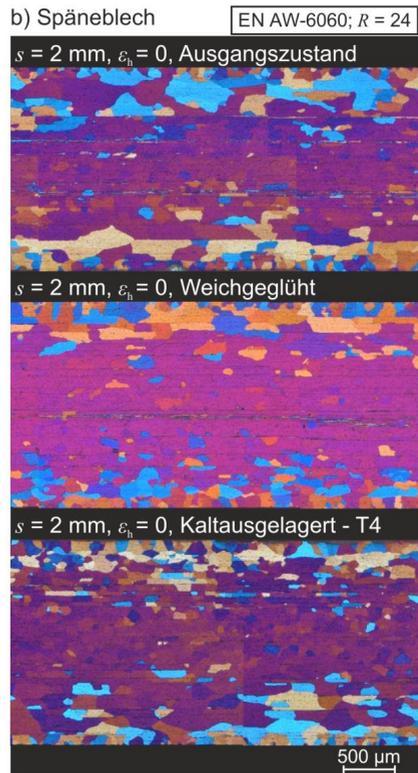


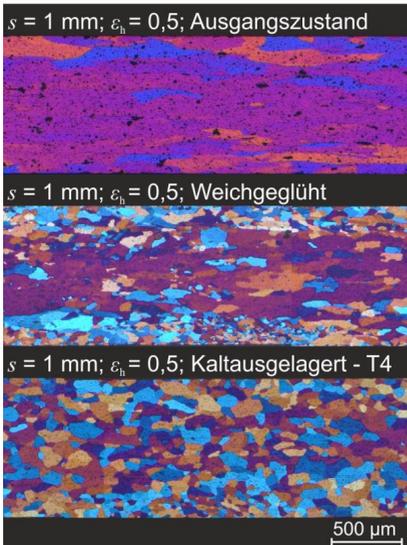
Bild 6.31: Einfluss der Wärmebehandlungszustände weichgeglüht und kaltausgelagert T4 auf die Mikrostruktur der a) Gussbleche und b) Spänebleche ($s = 2 \text{ mm}$)⁴

⁴ Die Aufnahmen in diesem Abschnitt wurden im Rahmen einer Projektarbeit von Frau C. Pinot vom Ecole d'ingénieurs - Centrale Nantes während ihres studentischen Austausches in Dortmund am IUL erstellt.

Bei den Späneblechen zeigen sich im Ausgangszustand die parallel zur Blechoberfläche verlaufenden Spangrenzen, die auch die Körner unterbrechen. Nach dem Weichglühen, sind diese weiterhin vorhanden und führen zu einer Abnahme des mittleren Korndurchmessers auf $d_{\text{Korn}} = 119 \mu\text{m}$. Die vorhandenen Spangrenzen behindern somit das Kornwachstum bei der Neubildung des Gefüges während des Weichglühens. Im Wärmebehandlungszustand T4 zeigt die Mikrostruktur fein verteilte Körner, die jedoch teilweise noch von Spangrenzen unterbrochen werden, was eine unvollständige Verschweißung bedeutet. Hier beträgt der Korndurchmesser $d_{\text{Korn}} = 90 \mu\text{m}$. Es sind jedoch ebenfalls die fein verteilten Ausscheidungen, hervorgerufen durch das Lösungsglühen und Abschrecken, zu erkennen. Insgesamt ändert sich die Verschweißung der Späne durch die Wärmebehandlung nur geringfügig. Jedoch zeigt sich deutlich die Ausscheidungshärtung in der Mikrostruktur.

Die Analyse der Mikrostruktur der 1 mm-Bleche (Pressverhältnis $R = 24$) zeigt einen stärkeren Einfluss der Wärmebehandlungen. In **Bild 6.32** ist der Vergleich zwischen Ausgangszustand, weichgeglüht und kaltausgelagert anhand der Aufnahmen im Lichtmikroskop dargestellt.

a) Gussblech



b) Späneblech

EN AW-6060; $R = 24$

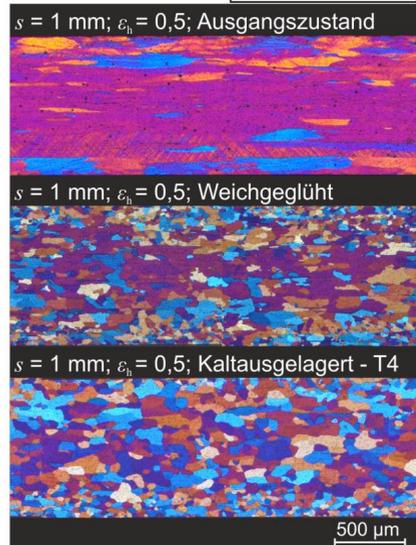


Bild 6.32: Einfluss der Wärmebehandlungszustände weichgeglüht und kaltausgelagert T4 auf die Mikrostruktur der a) Gussbleche und b) Spänebleche ($s = 1 \text{ mm}$)

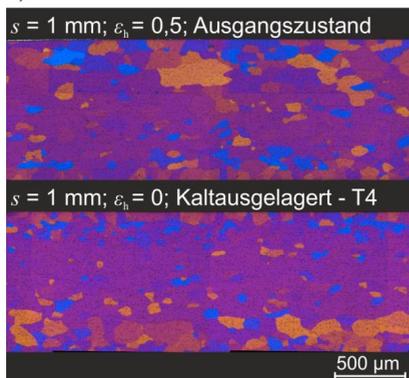
Im Ausgangszustand sind hier langgestreckte Körner parallel zur Oberfläche zu erkennen, die auf das Walzen zurückzuführen sind. Bei den Späneblechen sind zusätzlich

einige Spangrenzen zu erkennen, die ebenfalls parallel zur Oberfläche verlaufen, jedoch deutlich dünner und häufiger unterbrochen sind, sodass auch das Kornwachstum jenseits der Spangrenzen erfolgen kann. Nach dem Weichglühen erfolgt eine Neubildung des Korngefüges, dass eine vollständige Entfestigung der Bleche bewirkt. Dies zeigt sich auch deutlich in den mechanischen Kennwerten, die deutlich unter den Werten im Ausgangszustand liegen. Der mittlere Korndurchmesser nimmt ab und beträgt $d_{\text{Korn}} = 76 \mu\text{m}$ (Guss) bzw. $d_{\text{Korn}} = 53 \mu\text{m}$ (Späne). Bei den Späneblechen sind weiterhin einige wenige parallel zur Oberfläche verlaufende Spangrenzen zu erkennen, die jedoch nur in seltenen Fällen das Kornwachstum einschränken. Eine deutliche Veränderung im Vergleich zum Ausgangszustand lässt sich im kaltausgelagerten Zustand T4 feststellen. Es findet ebenfalls eine Kornneubildung statt mit gleichgroß verteilten Körnern. Zusätzlich sind ebenfalls die fein verteilten Ausscheidungen innerhalb der einzelnen Körner zu erkennen. Vorhandene Spangrenzen sind jedoch nur schwierig festzustellen, da keine unterbrochenen Körner vorhanden sind. Die rekristallisierten Körner jenseits der ursprünglich vorhandenen Spangrenzen weisen auf eine vollständige Verschweißung der Späne hin. Insgesamt stellt sich ein zu den Gussblechen ähnliches Gefüge ein, wobei die Korngröße $d_{\text{Korn}} = 87 \mu\text{m}$ beträgt. Dies spiegelt sich auch in den mechanischen Kennwerten wieder, vor allem beim Vergleich der Umformbarkeit gemessen am n -Wert.

Einfluss des Pressverhältnisses

Der Einfluss der Wärmebehandlung des Lösungsglühens mit anschließendem Kaltauslagern auf die 1 mm-Bleche, die mit dem höheren Pressverhältnis $R = 48$ hergestellt wurden (**Bild 6.33**), ist ähnlich zu den bereits gezeigten Blechen, wengleich die Ausprägung nicht so stark ausfällt.

a) Gussblech



b) Späneblech

EN AW-6060; $R = 48$

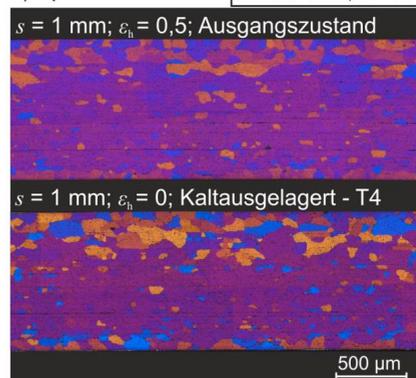


Bild 6.33: Einfluss des Wärmebehandlungszustands kaltausgelagert - T4 auf die Mikrostruktur der a) Gussbleche und b) Spänebleche ($s = 1 \text{ mm}$, $R = 48$)

So findet auch hier eine gewisse Neubildung des Korngefüges statt. Der Unterschied zum Ausgangszustand ist jedoch geringer als bei den 1 mm-Blechen ($R = 24$), aufgrund der fehlenden Blechdickenreduzierung. Bei den Späneblechen sind vereinzelt Spangrenzen im Ausgangszustand zu erkennen, die sich teilweise auch im kaltausgelagerten Zustand wiederfinden. Diese sind jedoch geringer und vor allem im Oberflächenbereich ist ein homogenes Gefüge erkennbar. Der Korndurchmesser im kaltausgelagerten Zustand beträgt für die Gussbleche $d_{\text{Korn}} = 86 \mu\text{m}$ und für die Spänebleche $d_{\text{Korn}} = 81 \mu\text{m}$, sodass ein ähnliches Gefüge vorliegt. Hierdurch ergeben sich auch die geringen Differenzen der mechanischen Kennwerte. Der Einfluss einer künstlichen Alterung der Bleche durch eine Warmauslagerung nach dem Lösungsglühen und Abschrecken, der zum Wärmebehandlungszustand T6 führt, wurde aufgrund der geringeren Umformbarkeit nicht betrachtet. Hier ist aus der Literatur bekannt, dass mit zunehmendem Aushärtungs- und Entmischungsgrad im vollwarmausgehärteten Zustand (T6) das Verfestigungsvermögen am geringsten ist und die Umformbarkeit abnimmt (Ostermann, 2014). Ein hohes Verfestigungsvermögen sowie eine hohe Gleichmaßdehnung sind somit nur im Zustand T4 zu erzielen. Deshalb wurde für die weitere Untersuchung der Umformbarkeit der Bleche der Wärmebehandlungszustand T4 festgelegt und nur kaltausgelagerte Bleche verwendet.

6.4 Fazit

Der Einfluss der Prozesse Strangpressen und Walzen sowie der Wärmebehandlung auf die Eigenschaften und die Mikrostruktur der Bleche wurde durch Zugversuche und Lichtmikroskopaufnahmen ermittelt. Die spänebasierten Profile nach dem Strangpressprozess weisen konstante mechanische Eigenschaften mit geringen Streuungen über dem Profilquerschnitt auf. Im Vergleich zu den Werten der Gussprofile besteht eine Differenz von 10 %. Sowohl die Senkung der Blockeinsatztemperatur von $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ auf $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ als auch die Steigerung des Pressverhältnisses von $R = 24$ auf $R = 48$ bewirken eine Verringerung der Differenz zwischen Guss- und Späneprofilen auf ca. 5 %. Das Aufweiten und anschließende Walzen der Bleche mit Verringerung der Blechdicke führt zu einer Verbesserung der Verschweißung. Dadurch erfolgt ebenfalls eine Reduzierung des Unterschieds der mechanischen Kennwerte zwischen Guss- und Späneblechen auf bis zu 2 %. Der Einfluss der einzelnen Parameter ist in **Tabelle 6.1** zusammengefasst.

Die Analyse der Mikrostruktur im Lichtmikroskop zeigt eine sehr gute Verschweißung der Späne im Randbereich der Profile nach dem Strangpressen. In der Mitte der Wandstärke hingegen sind Spangrenzen sichtbar, die auf eine unvollständige Verschweißung hinweisen. Diese zeigen sich auch bei den Blechen nach dem Aufweiten ohne weitere Reduzierung der Blechdicke. Durch das Walzen und eine Dickenreduzierung um 50 % kann die Verschweißung verbessert werden, sodass weniger Spangrenzen sichtbar sind.

Auch die Erhöhung des Pressverhältnisses zeigt eine verbesserte Spanverschweißung, was die Steigerung der mechanischen Eigenschaften erklärt.

Tabelle 6.1: Einfluss der Prozessparameter auf die mechanischen Eigenschaften der Strangpressprofile und Bleche

Prozessparameter	Wert	Differenz zwischen Spänen und Guss
Pressverhältnis	$R = 24$	10 %
	$R = 48$	5 %
Blockeinsatztemperatur	$T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$	10 %
	$T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$	6 %
Blechedickenreduktion beim Walzen	$\varepsilon_h = 0$	10 %
	$\varepsilon_h = 0,25$	2 %
	$\varepsilon_h = 0,5$	2 %

Die unterschiedlichen Wärmebehandlungen der Bleche Weichglühen sowie Lösungs-glühen, Abschrecken und Kaltauslagern auf den Zustand T4 zur Beseitigung der Kaltverfestigung wurden anschließend untersucht. Dabei wird durch das Kaltauslagern auf den Wärmebehandlungszustand T4 das Formänderungsvermögen der Bleche erheblich gesteigert. Ebenfalls stellt sich ein Gefüge ein, das ähnlich zu den Gussblechen ist.

Es konnte gezeigt werden, dass das Pressverhältnis, das Walzen und die Wärmebehandlung einen signifikanten Einfluss auf das Formänderungsvermögen haben, weshalb im nächsten Kapitel geklärt wird, wie die Umformbarkeit der Bleche in nachgeschalteten Umformverfahren ist.

7 Umformbarkeit spänebasierter Bleche

Die Bestimmung der Umformbarkeit der spänebasierten Bleche erfolgt durch Charakterisierungsversuche, die parallel an den Gussblechen durchgeführt werden, um mögliche Unterschiede bei den Prozessgrenzen der Bleche zu ermitteln. Deshalb werden grundlegende Umformverfahren genutzt, um die Herstellung von spänebasierten Bauteilen und Produkten bewerten zu können. Da das Biegen ein häufiger Belastungsfall bei der umformtechnischen Weiterverarbeitung von Blechen ist, werden zunächst Freibiegeversuche durchgeführt. Dabei wird das Formänderungsvermögen anhand der größtmöglichen versagensfreien Krümmung der Bleche unter Biegebeanspruchung ermittelt. Des Weiteren wird die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften der Bleche anhand von Zugversuchen ermittelt. Basierend auf den Erkenntnissen werden die Bleche durch Tiefziehen zu Näpfen weiterverarbeitet und das Grenzziehverhältnis bestimmt. Für die Versuche wurden die Bleche in den drei Konfigurationen ($R = 24$, $s = 2$ mm; $R = 24$, $s = 1$ mm und $R = 48$, $s = 1$ mm) im kaltausgelagerten Zustand T4 aufgrund der gesteigerten Umformbarkeit verwendet.

7.1 Herstellung von Bauteilen durch Freibiegen

Durch das Verfahren Freibiegen soll die höchstmögliche versagensfreie Dehnung am Außenbogen ermittelt werden, um die Biegefähigkeit der Bleche zu bewerten. Für die Biegeversuche wurden Proben mit einer Breite von $b = 30$ mm und einer Länge von $l = 60$ mm aus den Blechen geschnitten. Es wurden sowohl 2 mm- und 1 mm-Bleche ($R = 24$) als auch $s = 1$ mm ($R = 48$) verwendet, um einen möglichen Einfluss des Pressverhältnisses und Walzens auf die Umformbarkeit zu bestimmen.

Die Gestalt des Biegeteils wird prozesstechnisch maßgeblich durch die Gesenkweite w , den Stempelradius r_{St} und die Stempelzstellung $h_{Stempel}$ vorgegeben. Für die Experimente wurde ein Stempel mit einem Stempelradius $r_{St} = 0,8$ mm, eine Gesenkweite $w = 8$ mm und ein Gesenkkantenradius $r_G = 1$ mm bei variierenden Stempelzstellungen verwendet. In **Bild 7.1** ist der Versuchsaufbau und die verwendete Gesenkbiegemaschine TrumaBend V 1300X der Firma Trumpf dargestellt.

Um die Biegefähigkeit der Bleche zu bestimmen, existieren in der Literatur unterschiedliche Ansätze. Die Krümmung des Biegeteils kann über den Radius der neutralen Faser r_m bestimmt werden. In dieser Arbeit wurde der kleinste zu erzielende Biegeradius r_m als Maß für die Umformbarkeit der Bleche beim Freibiegen gewählt. Zur einfacheren Übertragbarkeit auf andere Umformprozesse wurde zusätzlich der Vergleichsumformgrad φ_v berechnet. Dieser beschreibt das Formänderungsvermögen, das ein Werkstoff ohne Versagen (Bruch, Rissbildung oder Einschnüren) erfahren kann. Als Anhaltspunkt für die Biegung wird zudem der Biegewinkel α angegeben.

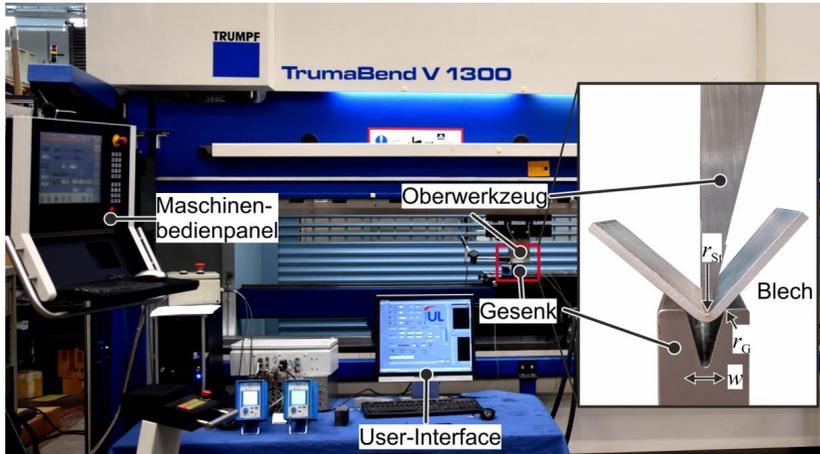


Bild 7.1: Versuchsaufbau zum Freibiegen in der Gesenkbiegemaschine TrumaBend V 1300X (Fa. Trumpf)

Mit Hilfe der elementaren Biegetheorie kann anhand des Ansatzes von Ludwik (1903) die Formänderung berechnet werden. Dafür werden die Annahmen getroffen, dass es sich um querkräftfreies Biegen handelt, die Blechdicke konstant bleibt und ein ebener und senkrechter Blechquerschnitt beibehalten wird. Ebenfalls wird für das Blech ein ebener Formänderungszustand angenommen, da die Blechbreite ($b = 30 \text{ mm}$) deutlich größer ist als die Blechdicke ist ($s = 2,0 \text{ mm}$ bzw. $s = 1,0 \text{ mm}$). Die Dehnung in Tangentialrichtung kann aus der Längung der jeweiligen Fasern in Abhängigkeit des Abstandes zur neutralen Faser y bestimmt werden:

$$\varepsilon_1 = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{y}{r_m}. \quad (7.1)$$

Für die Faser am Außenbogen bei $y = s_0/2$ gilt dann zur Bestimmung der Maximaldehnung in Tangentialrichtung:

$$\varepsilon_1 = \frac{s_0}{2 \cdot r_m}. \quad (7.2)$$

Der Umformgrad in Tangentialrichtung kann dann mit

$$\varphi_1 = \ln \left(1 + \frac{y}{r_m} \right) \quad (7.3)$$

bestimmt werden. Der Vergleichsumformgrad ergibt sich nach v. Mises zu:

$$\varphi_v = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \varphi_1. \quad (7.4)$$

Zur Ermittlung der Umformbarkeit und Formänderungsgrenzen der Bleche wurden spänebasierte und gussbasierte Proben mit verschiedenen Stempelwegen gebogen. Anschließend wurden im Lichtmikroskop die Biegeteile im Querschliff hinsichtlich des Biegeradius vermessen und sowohl die konvexe Oberfläche des Außenbogens als auch der Querschliff auf Risse untersucht. In den durchgeführten Biegeversuchen liegt die Biegeachse senkrecht zur Walzrichtung, wodurch die Hauptbelastung parallel zur Walzrichtung ist. Aufgrund des Werkstoffgefüges nach dem Walzen können dadurch kleinere Biegeradien erzielt werden und auch hinsichtlich der dynamischen Beanspruchbarkeit der Biegeteile, sollte die Biegung senkrecht zur Walzrichtung sein (Lange, 1975). Neben dem Versagensverhalten wurde auch das Umformungs- und Rückfederungsverhalten im Vergleich zu den gussbasierten Blechen analysiert, um festzustellen, ob es einen Unterschied gibt.

In **Bild 7.2** sind die Ergebnisse der Biegeversuche für die drei späne- und gussbasierten Bleche ($R = 24$ $s = 2,0$ mm; $R = 24$ $s = 1,0$ mm; $R = 48$ $s = 1,0$ mm) dargestellt. Es ist zu erkennen, dass aus allen Blechen erfolgreich Biegeteile hergestellt wurden. Anhand der gezeigten Biegeteile wird zunächst das Rückfederungsverhalten betrachtet. Für die 2,0 mm-Bleche ergibt sich ein gleicher Biegeradius von $r_m = 2,17$ mm für die Guss- und Spänebleche. Gleiches lässt sich für $s = 1,0$ mm ($R = 24$) und $s = 1,0$ mm ($R = 48$) feststellen. Auch ein Vergleich der Geometrie zwischen Späne- und Gussblechen zeigt keinen Unterschied, da der Biegewinkel gleich ist. Der Vergleich des Biegeradius und der Form der gebogenen Profile nach der Rückfederung, gemessen am Biegewinkel, zeigt, dass die Umformung der Bleche aus Spänen und Guss gleich ist.

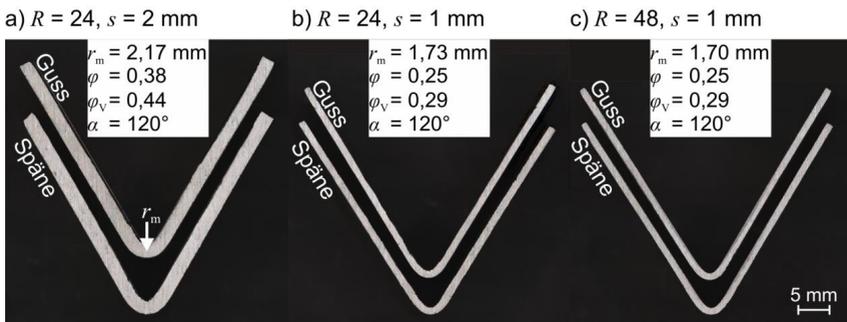


Bild 7.2: Vergleich der Rückfederung der Biegeteile aus Guss- und Späneblechen

Die Umformbarkeit der Spänebleche und die minimal zu erzielenden Biegeradien, d. h. die größtmögliche versagensfreie Krümmung ist in **Bild 7.3** abgebildet.

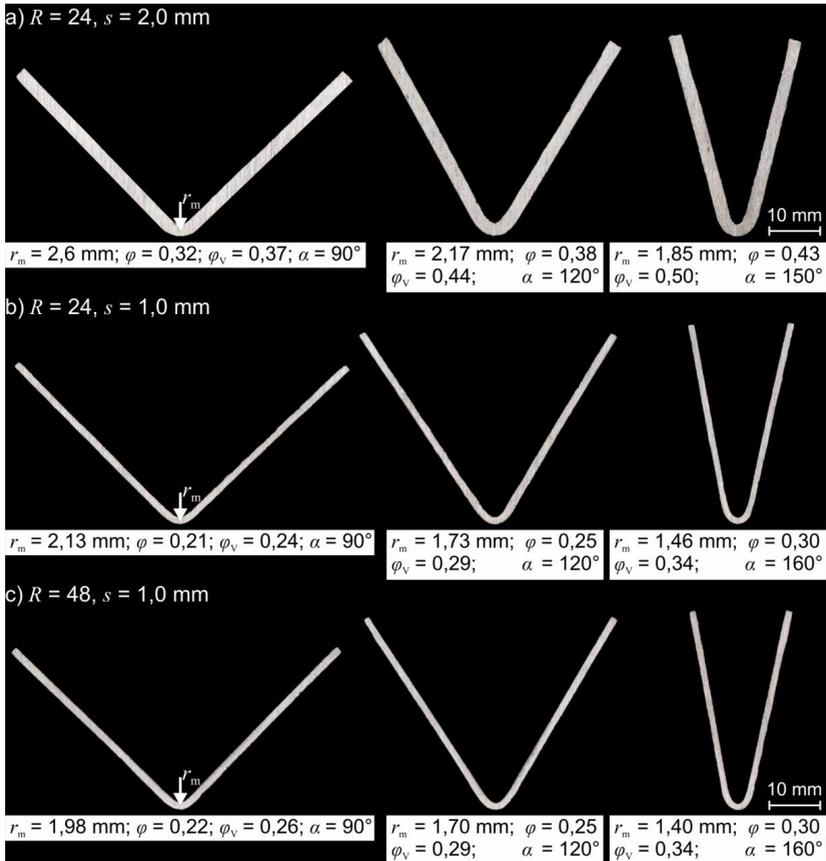


Bild 7.3: Umformbarkeit der Spänebleche beim Freibiegen mit unterschiedlichen Stempelzustellungen

Für unterschiedliche Stempelzustellungen wurden die dargestellten Biegeteile aus den unterschiedlichen Blechen hergestellt. Es zeigt sich, dass aus allen Blechen erfolgreich Biegeteile mit verschiedenen Umformgraden erzeugt werden können. Die gebogenen Bauteile erreichen dabei einen maximalen Vergleichsumformgrad von $\varphi_v = 0,5$ ($R = 24, s = 2,0 \text{ mm}$), bzw. $\varphi_v = 0,34$ ($R = 24, s = 1,0 \text{ mm}$) und $\varphi_v = 0,35$ ($R = 48, s = 1,0 \text{ mm}$). Die minimal erzeugbaren Biegeradien betragen $r_m = 1,85 \text{ mm}$ ($R = 24, s = 2,0 \text{ mm}$), $r_m = 1,46 \text{ mm}$ ($R = 24, s = 1,0 \text{ mm}$) und $r_m = 1,41 \text{ mm}$ ($R = 48, s = 1,0 \text{ mm}$). Diese liegen damit unterhalb der minimal erzielbaren Biegeradien $r_{\min} = 2,4 \text{ mm}$ ($s = 2,0 \text{ mm}$) bzw. $r_{\min} = 1,7 \text{ mm}$ ($s = 1,0 \text{ mm}$) (Lange, 1975). Eine weitere Biegung der Bleche ist

aufgrund der Geometrie des Stempels nicht möglich. Biegeversuche an den Gussblechen ergeben ähnliche Umformgrade und Biegeradien, sodass kein Unterschied in der Umformbarkeit der Spänebleche festzustellen ist.

Zur weiteren Analyse erfolgt die Betrachtung der Oberfläche des Außenbogens der Biegeteile mit dem höchsten Umformgrad. Diese werden den Biegeteilen aus den Gussblechen gegenübergestellt, um mögliche Unterschiede aufzuzeigen. Wie in den Mikroskopieaufnahmen der Querschliffe können auch hier keine makroskopischen Risse oder andere Fehler detektiert werden (**Bild 7.4**). Die Oberfläche sowohl der Guss- als auch der Spänebleche weist jedoch eine für Aluminium typische Orangenhaut auf. Die ist jedoch kein Versagen, sondern lediglich ein optischer Fehler, der durch ein grobes Korngefüge an der Oberfläche hervorgerufen wird (Ostermann, 2014). Dies beeinflusst nur die Oberfläche und schränkt die Umformbarkeit der Bleche nicht ein. Generell tritt die Bildung der Orangenhaut bei allen untersuchten gebogenen Proben auf. Es kann somit festgehalten werden, dass es bzgl. der Umformbarkeit keine Unterschiede zwischen den spänebasierten und gussbasierten gebogenen Blechen gibt und auch kein Versagen vorliegt.

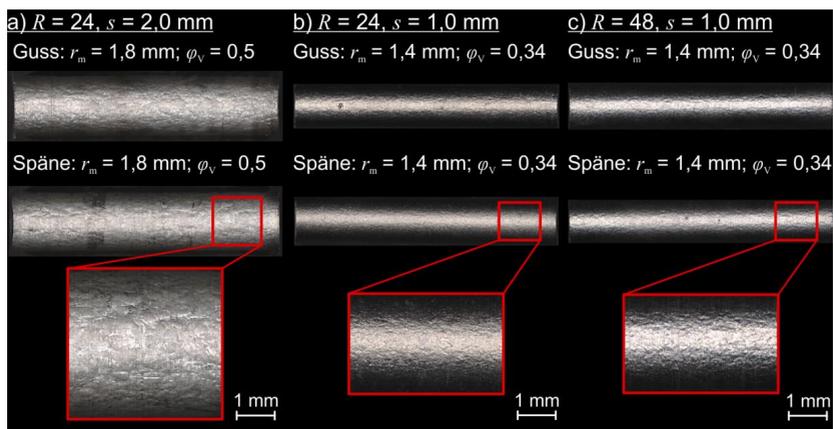


Bild 7.4: Oberfläche des Außenbogens der Biegeteile für den höchsten Umformgrad

Aufgrund der Limitierung der maximalen Biegung durch den Versuchsaufbau wurde die weitere Biegung der Proben manuell durchgeführt. Dadurch entsteht eine vollständige Biegung um 180° , sodass die Schenkel der Biegeteile anschließend aufeinanderliegen. Diese vollständige Biegung ergibt ebenfalls kein Versagen in Form eines Risses am Außenbogen wie in **Bild 7.5** zu erkennen ist. Die Bleche sind somit uneingeschränkt biegebar, wodurch die Herstellung einer Vielzahl von Biegebauteilen möglich ist.

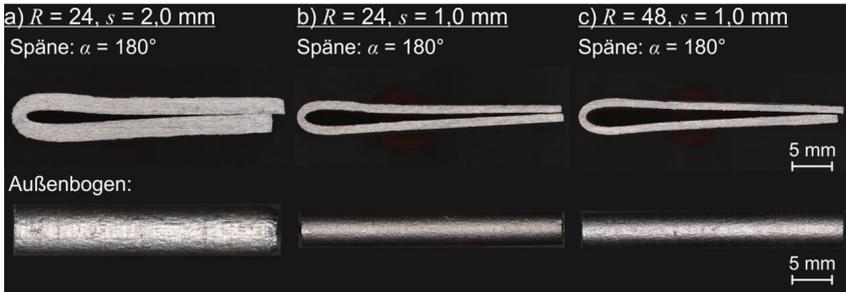


Bild 7.5: Maximale Biegung der Spänebleche ohne Versagen am Außenbogen

Versagen beim Biegen

Um die Grenzen der Umformbarkeit der Spänebleche zu bestimmen wurden zusätzlich Biegeversuche durchgeführt bei denen die Biegeachse parallel zur Walzrichtung ist. Dadurch ist die Hauptbelastung senkrecht zur Walzrichtung, wodurch die Späne 90° zur Strangpress- und Walzrichtung gestreckt werden. Die Bleche wurden dafür ebenfalls bis zum größtmöglichen Vergleichsumformgrad ($\varphi_v = 0,5$; $s = 2,0$ mm und $\varphi_v = 0,34$ $s = 1,0$ mm) gebogen. Auch hier konnte kein Versagen in Form eines Risses am Außenbogen festgestellt werden. Eine versagensfreie Biegung ist damit auch parallel zur Walzrichtung möglich.

Ein Versagen der Biegeteile durch einen Riss am Außenbogen konnte nur durch das Aufreißen einer Luftblase hervorgerufen werden (**Bild 7.6**). Kleinere Luftblasen an der Oberfläche können wie in Abschnitt 6.3 beschrieben durch die Wärmebehandlung entstehen. Liegt eine Luftblase am Außenbogen vor, kann es bei der Biegung zu einem Aufreißen dieser kommen. Dies würde einen Prozessfehler darstellen, weshalb eine fehlerfreie Oberfläche der Bleche durch eine sehr hohe Verschweißung der Späne gewährleistet werden muss.

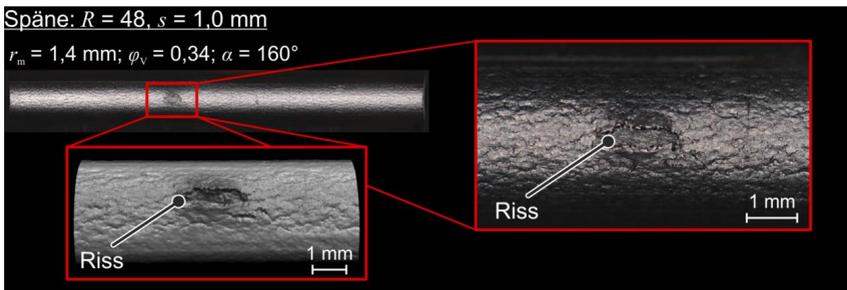


Bild 7.6: Versagen am Außenbogen des Späneblechs durch Aufreißen einer Luftblase

7.2 Analyse der Anisotropie

Die Ausrichtung der Späne entlang der Strangpressrichtung kann zu einem anisotropen Verhalten in Abhängigkeit von Art und Richtung der Beanspruchung führen und durch das Walzen beibehalten oder sogar verstärkt werden. Die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bei unterschiedlichen Belastungszuständen beeinflusst die weitere Verarbeitung der Bleche. Um die Möglichkeiten der Weiterverarbeitung durch Prozesse wie Tiefziehen beurteilen zu können wurde die Richtungsabhängigkeit untersucht. Dafür wurden Zugversuche an Proben, die 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung aus den Blechen entnommen wurden, durchgeführt.

In **Bild 7.7** sind die mechanischen Eigenschaften anhand der Spannungs-Dehnungs-Kurven exemplarisch für die 1 mm-Bleche ($R = 48$) dargestellt. Die Kurven der Zugproben, die 0° zur Walzrichtung entnommen wurden zeigen höhere Zugfestigkeiten, wohingegen die Proben 90° zur Walzrichtung darunterliegen. Sie zeigen somit das für Aluminium typische Verhalten.

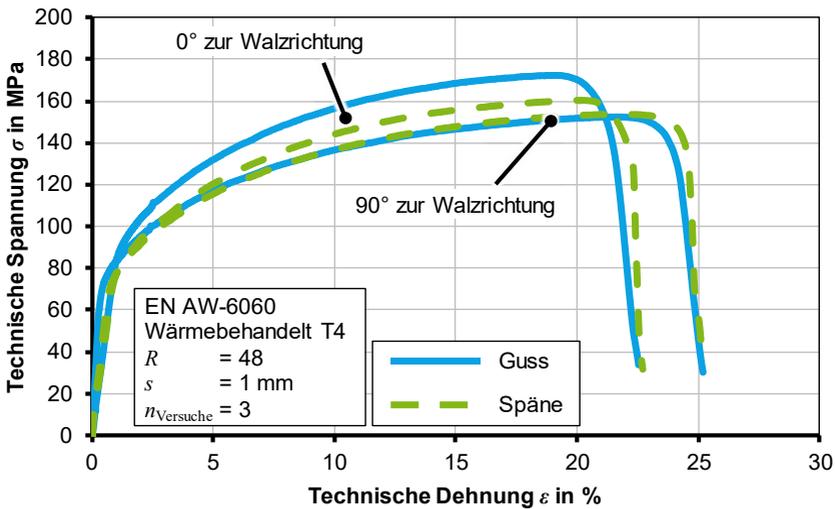


Bild 7.7: Einfluss der Beanspruchungsrichtung auf die mechanischen Eigenschaften der 1 mm-Bleche ($R = 48$)

Bei einer Beanspruchung senkrecht zur Strangpress- und Walzrichtung haben die Bleche generell eine geringere Belastbarkeit. Dies kann durch die Ausrichtung des Gefüges entlang der Strangpressrichtung erklärt werden. Die Verringerung beträgt jedoch maximal 10 %, sodass keine signifikante Beeinflussung der Umformbarkeit zu erwarten ist. Deutlich entscheidender ist, dass das Spänegefüge keinen Einfluss auf die erzielbare Gleichmaß- und Bruchdehnung der Bleche hat. Aufgrund der sehr guten Verschweißung

kommt es bei der Beanspruchung 90° zur Walzrichtung nicht zu einem verfrühten versagen, sondern es können gleiche bzw. sogar höhere Dehnungen erreicht werden. Dies bestätigt die bereits in den Biegeversuchen festgestellte sehr gute Umformbarkeit, bei der die Hauptbelastung senkrecht zur Walzrichtung liegt.

Die plastische Richtungsabhängigkeit metallischer Werkstoffe wird anhand der senkrechten Anisotropie mit Hilfe der r -Werte beschrieben. Die Werte lassen sich durch das Verhältnis der logarithmischen Breitenformänderung φ_b zur logarithmischen Blechdickenformänderung φ_s berechnen (Pöhlandt, 1986):

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\ln\left(\frac{b_1}{b_0}\right)}{\ln\left(\frac{S_1}{S_0}\right)}. \quad (7.5)$$

Der Proportionalitätsfaktor gibt an, wie sich eine Längenformänderung anteilmäßig in Dicken- und Breitenformänderungen umwandelt. Da beim Tiefziehen angestrebt wird, dass die Blechdicke während der Umformung konstant bleibt, sollte ein hoher r -Wert > 1 vorliegen. Dies ist gleichbedeutend mit einem Fließen des Werkstoffs aus der Blechebene bei gleichzeitig geringer Blechdickenänderung. Unter Berücksichtigung der Volumenkonstanz kann der r -Wert wie folgt bestimmt werden (Siegert, 2015):

$$r = \frac{\varphi_b}{(-\varphi_b - \varphi_1)}. \quad (7.6)$$

Aus den Werten der unterschiedlichen Richtungen kann anschließend die mittlere Anisotropie berechnet werden (Lange, 1975):

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4}. \quad (7.7)$$

Als zusätzliche wichtige Kenngröße zur Beschreibung der Variation der senkrechten Anisotropie in der Blechebene wird die ebene Anisotropie Δr bestimmt (Lange, 1975):

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2}. \quad (7.8)$$

Für eine gute Umformbarkeit in Tiefziehprozessen sollten die Bleche deshalb einen möglichst hohen r_m -Wert und einen möglichst kleinen Δr -Wert haben. Ist der Δr -Wert ungleich null, weist das Blech eine große ebene Anisotropie auf, die dazu führt, dass das Blech bevorzugt in vier Richtungen fließt. Dadurch entstehen beim Tiefziehen rotations-symmetrischer Näpfe sogenannten Zipfel, d. h. die Napfhöhe ist über dem Umfang nicht konstant. Diese Zipfelbildung ist unerwünscht, da sie zu einem Verlust von Blechwerkstoff führt, der beim zusätzlichen Prozess des Beschneidens anfällt (Siegert, 2015).

Die r_m -Werte der unterschiedlichen Bleche zeigen keinen Unterschied zwischen Guss- und Späneblechen. Die sehr gute Verschweißung der Späne führt somit zu ähnlichen

richtungsabhängigen Eigenschaften der Bleche. Für die 2 mm- und 1 mm-Bleche ($R = 24$) liegen die Werte bei $r_m = 0,6$ für die 1 mm-Bleche ($R = 48$) bei $r_m = 0,75$. Die geforderten hohen r_m -Werte können somit nicht erzielt werden. Die Analyse der Δr -Wert in **Bild 7.8** zeigt einen Einfluss des Pressverhältnisses und des Walzens. Für die 2 mm-Bleche ($R = 24$) liegen die Werte bei $\Delta r = 0,24$. Beim Tiefziehen ist hier somit eine Zipfelbildung der Näpfe zu erwarten. Dies gilt auch für die 1 mm-Bleche ($R = 48$), allerdings bewirkt das höhere Pressverhältnis eine Senkung der Δr -Werte auf $\Delta r = 0,14$, wodurch die Höhe der Zipfel geringer ausfallen sollte. Das Walzen der Bleche mit einer Dickenreduzierung bewirkt eine Verbesserung der ebenen Anisotropie auf $\Delta r = 0,04$. Da dieser Wert nahe null liegt wird keine Zipfelbildung beim Tiefziehen der Bleche erwartet.

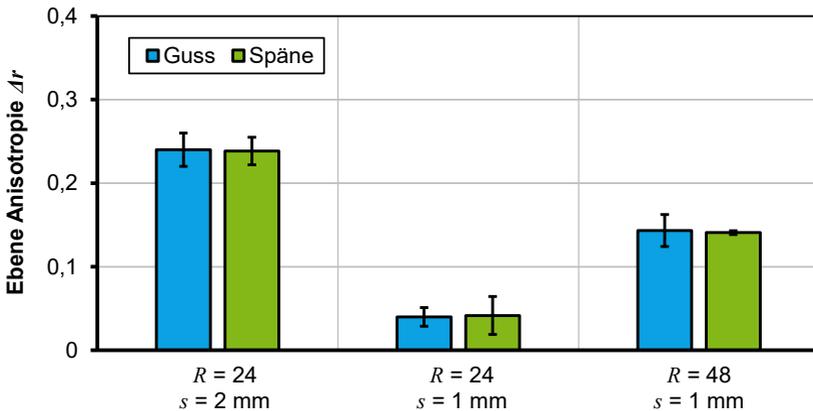


Bild 7.8: Einfluss des Pressverhältnisses und des Walzens auf die ebene Anisotropie Δr der Guss- und Spänebleche

Die Ursache dieser Richtungsabhängigkeit liegt im Herstellungsprozess der Bleche begründet. Das Strangpressen bewirkt, dass die einzelnen Körner eine bevorzugte Orientierung in Richtung der größten Umformung aufweisen. Diese Orientierungsverteilung im Werkstückvolumen wird als Textur bezeichnet (Banabic, 2000). Die Reduzierung der Anisotropie nach dem Walzen hängt mit der anschließenden Wärmebehandlung zusammen. Durch die Rekristallisation in Kombination mit der eingebrachten Kaltverfestigung fungieren die Versetzungen und Subkörner als Nukleus für die Bildung einer neuen Kornstruktur. Diese Rekristallisationseffekte führen zu neuen Orientierungen und damit auch Texturänderungen (Hirsch, 2005). Die Textur der Bleche sollte deshalb in weiterführenden Untersuchungen bestimmt werden.

7.3 Herstellung von Bauteilen durch Tiefziehen

Zur weiteren Steigerung der Komplexität der Spannungszustände bei der Umformung wurden Näpfe durch Tiefziehversuche hergestellt. Dadurch sollte überprüft werden, ob die spänebasierten Bleche auch für Umformprozess mit mehrachsigen Spannungszuständen geeignet sind. Für die Tiefziehversuche wurden aus den unterschiedlichen Blechen Ronden mit variierenden Durchmessern mittels Laserstrahlschneiden geschnitten. Die Versuche wurden mit einer Universalblechprüfmaschine der Firma Erichsen Typ 142-20-Basic durchgeführt (**Bild 7.9**). Zur Herstellung der Näpfe wurde ein Ziehstempel mit einem Durchmesser $d_{\text{Stempel}} = 33 \text{ mm}$ sowie unterschiedliche Ziehringe mit variierenden Durchmessern zur Realisierung verschiedener Tiefziehverhältnisse verwendet. Für alle Versuche wurde eine Niederhalterkraft von $F_{\text{Niederhalter}} = 2 \text{ kN}$ und eine Ziehstempelgeschwindigkeit von $v_{\text{Ziehen}} = 1 \text{ mm/s}$ genutzt. Bei den Ziehversuchen wurde der Universalschmierstoff Platinol B 804/3 COW-1 der Firma Oest angewendet.

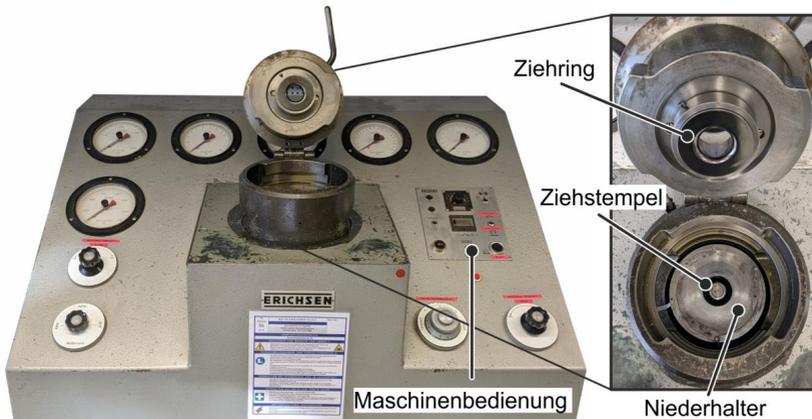


Bild 7.9: Universalblechprüfmaschine der Firma Erichsen Typ 142-20-Basic

Mit Hilfe der Näpfchenziehversuche wird das Grenzziehverhältnis β_{max} , bei dem gerade noch kein Bodenreißer auftritt sowie die Zipfelbildung der Näpfe, verursacht durch die im vorherigen Abschnitt analysierte Anisotropie, ermittelt. Das Ziehverhältnis ist definiert als:

$$\beta = \frac{d_0}{d_{\text{Stempel}}} \quad (7.9)$$

Hier ist d_0 der Rondendurchmesser und d_{Stempel} der Durchmesser des Tiefziehstempels. Durch die Versuche wird der maximal tiefziehbare Rondendurchmesser $d_{0,\text{max}}$ ermittelt, bei dem ein fehlerfreier Napf hergestellt werden kann. Wird das Grenzziehverhältnis

β_{\max} überschritten kommt es aufgrund der zu hohen Kraft in der Zarge zu einem Bodenreißer. Zur Ermittlung des Grenzziehverhältnisses wurden unterschiedliche Rondendurchmesser und Ziehringe verwendet. Die Parameterkombinationen sind in **Tabelle 7.1** aufgelistet.

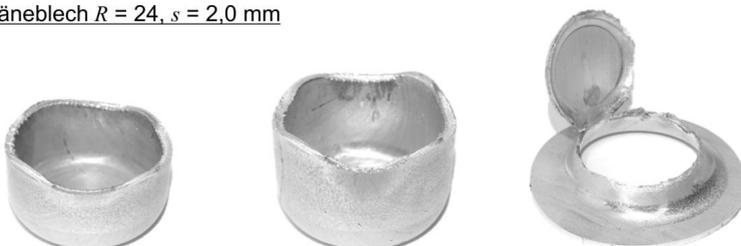
Tabelle 7.1: Parametervariation der Tiefziehversuche

Prozessparameter	Wert				
Blech	$R = 24, s = 2,0 \text{ mm}$		$R = 24, s = 1,0 \text{ mm}$		$R = 48, s = 1,0 \text{ mm}$
Ziehring	$\varnothing 38 \text{ mm}, r = 7 \text{ mm}$		$\varnothing 36,2 \text{ mm}, r = 1,4 \text{ mm}$		$\varnothing 36,2 \text{ mm}, r = 1,4 \text{ mm}$
Rondendurchmesser	$d_0 = 59,4 \text{ mm}$	$d_0 = 61 \text{ mm}$	$d_0 = 62,5 \text{ mm}$	$d_0 = 64,5 \text{ mm}$	$d_0 = 66 \text{ mm}$
Ziehverhältnis	$\beta = 1,8$	$\beta = 1,85$	$\beta = 1,9$	$\beta = 1,95$	$\beta = 2,0$

a) Gussblech $R = 24, s = 2,0 \text{ mm}$



b) Späneblech $R = 24, s = 2,0 \text{ mm}$



$\varnothing = 37 \text{ mm}$



$h = 19 \text{ mm}$

$\varnothing = 37 \text{ mm}$



$h = 23,5 \text{ mm}$

Ziehring: $\varnothing = 38 \text{ mm } r = 7 \text{ mm}$
 Stempel: $d_{\text{Stempel}} = 33 \text{ mm}$
 Ziehgeschwindigkeit: $v_{\text{Ziehen}} = 1 \text{ mm/s}$
 Niederhalterkraft: $F_{\text{Niederhalter}} = 2 \text{ kN}$
 Schmierung: Platinol B 804/3 COW-1

Bild 7.10: Vergleich der Umformbarkeit der 2 mm-Bleche ($R = 24$): Tiefgezogene Näpfe und Versagensgrenze: a) Gussblech, b) Späneblech

Die Ergebnisse der Tiefziehversuche zeigen, dass aus den 2,0 mm-Blechen ($R = 24$) erfolgreich Näpfe hergestellt werden können. Sowohl aus den Guss- als auch aus den Späneblechen können Näpfe mit unterschiedlichen Ziehverhältnissen (**Bild 7.10**) gezogen werden, wobei es keine Unterschiede im äußeren Erscheinungsbild gibt. Bis zu einem Grenzziehverhältnis $\beta_{\max} = 1,95$ wurden Näpfe aus beiden Blechen gefertigt, die eine Höhe $h = 23,5$ mm aufweisen. Erst bei einem Ziehverhältnis $\beta = 2,0$ kommt es zu einem Bodenreißer. Die Grenze der Umformbarkeit ist somit für Späne- und Gussbleche gleich. Bei den Näpfen zeigt sich eine Zipfelbildung, die auf die Anisotropie der Bleche (s. Abschnitt 7.2) zurückzuführen ist. Da die Werte der ebenen Anisotropie Δr positiv sind bilden sich die Zipfelberge unter 0° und 90° zur Walzrichtung. Aufgrund der geringen Δr -Werte ist auch die Zipfelhöhe $z = 2$ mm ($\beta = 1,8$) bzw. $z = 3$ mm ($\beta = 1,95$) gering.

Auch aus den 1,0 mm-Blechen ($R = 24$) lassen sich durch Tiefziehen erfolgreich Näpfe herstellen. Es konnten ebenfalls aus den Guss- als auch aus den Späneblechen Näpfe mit unterschiedlichen Ziehverhältnissen (**Bild 7.11**) gezogen werden.

a) Gussblech $R = 24, s = 1,0$ mm

$\beta = 1,8$



$\beta = 1,9$



$\beta = 1,95$



b) Späneblech $R = 24, s = 1,0$ mm



$\varnothing = 35$ mm



$h = 19$ mm



$\varnothing = 35$ mm



$h = 21,5$ mm



Ziehring: $\varnothing = 36,2$ mm $r = 1,4$ mm
Stempel: $d_{\text{Stempel}} = 33$ mm
Ziehgeschwindigkeit: $v_{\text{Ziehen}} = 1$ mm/s
Niederhalterkraft: $F_{\text{Niederhalter}} = 2$ kN
Schmierung: Platinol B 804/3 COW-1

Bild 7.11: Vergleich der Umformbarkeit der 1 mm-Bleche ($R = 24$): Tiefgezogene Näpfe und Versagensgrenze: a) Gussblech, b) Späneblech

Ein Unterschied im äußeren Erscheinungsbild kann auch hier nicht festgestellt werden. Jedoch zeigt sich ein Unterschied hinsichtlich des Grenzziehverhältnisses. Für $\beta_{\max} = 1,95$ können zwar aus den Gussblechen noch Näpfe gezogen werden, bei den Späneblechen kommt es hier jedoch zum Versagen durch Bodenreißer. Die Spänebleche haben somit eine etwas geringere Umformbarkeit im Vergleich zu den Gussblechen. Dies korreliert mit dem geringeren Verfestigungsexponenten der Spänebleche. Bei allen Näpfen ist zudem eine Faltenbildung 2. Ordnung am oberen Rand festzustellen, die durch einen zu weiten Ziehspalt begründet werden kann. Die weitere Analyse der Näpfe zeigt ein richtungsunabhängiges Verhalten, sodass es zu keiner Zipfelbildung kommt. Dies korreliert mit den sehr geringen Werten der ebenen Anisotropie (s. Abschnitt 7.2). Die Herstellbarkeit von Näpfen durch Tiefziehen war auch für die 1,0 mm-Bleche basierend auf dem Pressverhältnis $R = 48$ möglich. Analog zu den 1,0 mm-Blechen ($R = 24$) waren ebenfalls Näpfe mit unterschiedlichen Ziehverhältnissen aus den Guss- und Späneblechen realisierbar (**Bild 7.12**).

a) Gussblech $R = 48, s = 1,0$ mm

$\beta = 1,8$

$\beta = 1,9$

$\beta = 1,95$

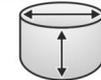


b) Späneblech $R = 48, s = 1,0$ mm



$\varnothing = 35$ mm

$\varnothing = 35$ mm



$h = 19$ mm

$h = 21,5$ mm

Ziehring: $\varnothing = 36,2$ mm $r = 1,4$ mm
Stempel: $d_{\text{Stempel}} = 33$ mm
Ziehgeschwindigkeit: $v_{\text{Ziehen}} = 1$ mm/s
Niederhalterkraft: $F_{\text{Niederhalter}} = 2$ kN
Schmierung: Platinol B 804/3 COW-1

Bild 7.12: Vergleich der Umformbarkeit der 1 mm-Bleche ($R = 48$): Tiefgezogene Näpfe und Versagensgrenze: a) Gussblech, b) Späneblech

Auch hier zeigt sich bei makroskopischer Betrachtung kein Unterschied. Die Umformbarkeit hinsichtlich des Grenzziehverhältnisses ist identisch und liegt bei $\beta_{\max} = 1,9$, da

bei $\beta = 1,95$ bei den Späneblechen ebenfalls ein Bodenreißer auftritt. Auch hier stimmt die geringere Umformbarkeit der Spänebleche mit dem geringeren Verfestigungsexponenten überein. Durch die Verwendung des gleichen Ziehtrings, tritt auch bei diesen Näpfen die Bildung von Falten am oberen Rand auf. Die verringerte Zipfelbildung unter 0° und 90° zur Walzrichtung ist bedingt durch die kleineren Δr -Werte und führt zu einer Zipfelhöhe $z = 2$ mm ($\beta = 1,9$).

Der Vergleich der Grenzziehverhältnisse für die verschiedenen Bleche in **Bild 7.13** zeigt, dass sowohl das Walzen als auch das Pressverhältnis keinen direkten Einfluss auf die Umformbarkeit der Bleche haben. Zwar ergeben sich verbesserte mechanische Eigenschaften durch die Veränderung der Parameter, diese sind jedoch nicht so signifikant, dass sie die Grenzen der Umformbarkeit beeinflussen. Die Abnahme des Grenzziehverhältnisses der 1 mm-Bleche ist durch die geringere Blechdicke zu erklären. Bei gleichbleibender Oberfläche wird das Verhältnis der Blechoberfläche zum Blechvolumen ungünstig, wodurch die Reibung ansteigt und einen Bodenreißer verursacht (Spur et al., 2012).

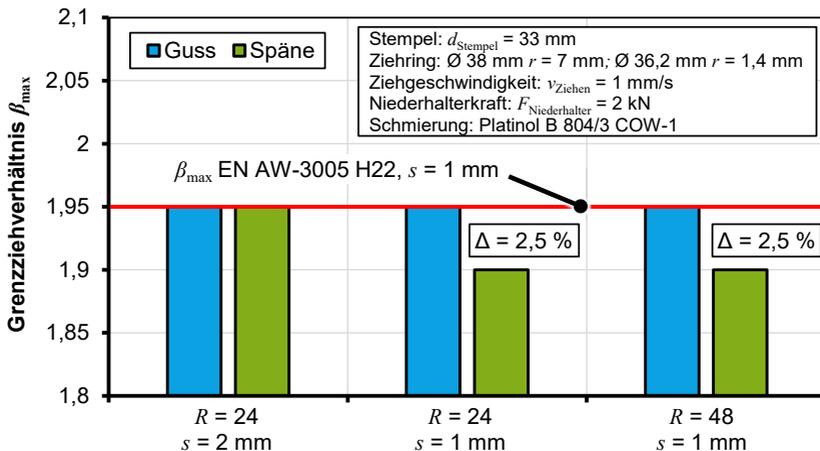


Bild 7.13: Maximale Umformbarkeit der Guss- und Spänebleche gemessen am Grenzziehverhältnis β_{max}

Die generell sehr hohe Verschweißung der Späne führt zu einer sehr guten Umformbarkeit aller Bleche. In der Literatur finden sich unterschiedliche Angaben für das Grenzziehverhältnis β_{max} von Aluminium. Die Werte sind abhängig von der Legierung und reichen von $\beta_{max} = 1,8$ (Ostermann, 2014) bis $\beta_{max} = 2,1$ (Lange, 1975). Somit liegt die Umformbarkeit der spänebasierten Bleche im Bereich der maximalen Umformung für Aluminium. Tiefziehversuche an industriell hergestellten Blechen der Legierung

EN AW-3005 H22 ($s = 1 \text{ mm}$), die typischerweise für die Produktion von Verpackungen verwendet werden, ergeben ein Grenzziehverhältnis $\beta_{\max} = 1,95$. Dies bestätigt die sehr gute Umformbarkeit der Spänebleche und eröffnet vielfältige Anwendungsmöglichkeiten.

7.4 Fazit

Anhand von Grundversuchen ist erarbeitet worden, welches Potential die spänebasierten Bleche hinsichtlich einer Weiterverarbeitung durch Umformprozesse aufweisen. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in **Tabelle 7.2** zusammengefasst. Durch Freibiegeversuche wurde die größtmögliche versagensfreie Biegung ermittelt. Es zeigt sich, dass die spänebasierten Bleche ein ähnliches Umformverhalten gegenüber den Gussblechen haben, gemessen an der Rückfederung. Ein maximaler Vergleichsumformgrad $\varphi_v = 0,5$ ($\alpha = 150^\circ$) ist versagensfrei erzielbar. Die Analyse des Außenbogens der Biegeteile zeigt keine Risse für die größtmögliche Krümmung. Minimale Biegeradien r_{\min} können erzielt werden, die den Werten der Literatur entsprechen. Eine Einschränkung bei der Fertigung von Biegeteilen aus Späneblechen ist somit nicht vorhanden.

Tabelle 7.2: Vergleich der Umformbarkeit der Bleche

Prozess	Guss	Späne	Differenz
Freibiegen			
Blech $s = 2 \text{ mm}$			
Maximaler Vergleichsumformgrad φ_v	0,5	0,5	0 %
Minimaler Biegeradius r_{\min} in mm	1,8	1,8	0 %
Maximaler Biegewinkel α in $^\circ$	150	150	0 %
Blech $s = 1 \text{ mm}$			
Maximaler Vergleichsumformgrad φ_v	0,34	0,34	0 %
Minimaler Biegeradius r_{\min} in mm	1,4	1,4	0 %
Maximaler Biegewinkel α in $^\circ$	160	160	0 %
Tiefziehen			
Blech $s = 2 \text{ mm}$			
Grenzziehverhältnis β_{\max}	1,95	1,95	0 %
Blech $s = 1 \text{ mm}$			
Grenzziehverhältnis β_{\max}	1,95	1,9	2,5 %

Die Untersuchung der richtungsabhängigen Eigenschaften der Bleche durch Zugversuche zeigt eine leichte Anisotropie für die ungewalzten Bleche. Die positiven Werte der ebenen Anisotropie $\Delta r = 0,24$ ($s = 2 \text{ mm}$, $R = 24$) und $\Delta r = 0,14$ ($s = 1 \text{ mm}$, $R = 24$) begründen eine leichte Zipfelbildung beim Tiefziehen. Das Walzen der Bleche bewirkt in Kombination mit der Wärmebehandlung ein isotropes Verhalten ($s = 1 \text{ mm}$, $R = 24$).

Eine weitere Steigerung der Komplexität der Spannungszustände bei der Umformung wurde durch die Fertigung von Näpfen in Tiefziehversuchen erreicht. Es konnten Näpfe

bis zu einem Grenzziehverhältnis $\beta_{\max} = 1,95$ hergestellt werden. Die Umformbarkeit der Spänebleche ist auch hier ähnlich zu den Gussblechen und liegt maximal 2,5 % darunter (Tabelle 7.2). Verglichen mit industriell produzierten Blechen lassen sich Ziehverhältnisse erzielen, die den maximal möglichen einer EN AW-3005-Legierung entsprechen. Die Spänebleche weisen insgesamt eine sehr gute Umformbarkeit auf.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

Die Herstellung von Blechen durch das direkte Recycling von Aluminiumspänen ist durch eine neue Prozesskette realisierbar. Dafür werden die einzelnen Prozessschritte Spänestrangpressen, Aufweiten und Walzen kombiniert. Die Späne der untersuchten Aluminiumlegierung EN AW-6060 werden dafür zunächst zu Blöcken kompaktiert. Durch das Strangpressen der vorkompaktierten Späneblöcke zu einem offenen zylindrischen Profil verschweißen die Späne und das Profil kann durch das Aufweiten und den Walzprozess zu einem Blech verarbeitet werden. Durch die Verwendung eines Kammerwerkzeugs beim Strangpressen, kann eine sehr hohe Verschweißung der Späne erzielt werden. Durch die Variation der Parameter Pressverhältnis und Blockeinsatztemperatur kann die Verschweißung weiter beeinflusst werden. Eine Reduzierung der Blechdicke durch den Walzprozess um 25 % und 50 % und deren Auswirkung auf die Eigenschaften der Bleche wurde untersucht.

Mit Hilfe eines analytischen Modells ist die Berechnung der erforderlichen Oberflächenvergrößerung, die für eine Verschweißung der Späne beim Strangpressen notwendig ist, möglich. Darauf aufbauend wurde ein physikalisch basiertes numerisches Modell entwickelt, das die Berechnung einer Verschweißqualität nach dem Strangpressprozess für komplexe Querschnittsgeometrien ermöglicht. Der Einfluss des Sauerstoffs, bedingt durch die Spanform und die relative Blockdichte nach der Kompaktierung, ist durch die Integration in das Modell mitberücksichtigt. Die Verschweißqualität nach dem Strangpressen liegt für das zylindrische Profil oberhalb von 95 %, wodurch ein Prozesserfolg in den Experimenten erzielt wird. Eine Verbesserung der Verschweißung durch die Steigerung des Pressverhältnisses kann zudem vorhergesagt werden. Das Modell wurde zusätzlich für die Berechnung der Verschweißqualität nach dem Walzprozess ausgeweitet. Die Reduzierung der Blechdicke durch eine Stichabnahme von 50 % führt dabei zu einer Verbesserung der Verschweißung. Die Validierung des Verschweißmodells anhand von Lichtmikroskopaufnahmen der Profile und Bleche zeigt, dass das Modell in der Lage ist, aus den lokal wirkenden Größen die Verschweißqualität in den Strangpressprofilen und Blechen korrekt zu berechnen und vorherzusagen.

Durch Zugversuche und Lichtmikroskopaufnahmen wurde der Einfluss der Prozesse Strangpressen und Walzen sowie einer anschließenden Wärmebehandlung auf die Eigenschaften und die Mikrostruktur der Bleche ermittelt. Die spänebasierten Profile haben konstante mechanische Eigenschaften mit geringen Streuungen nach dem Strangpressprozess. Der Vergleich mit den Werten der Gussprofile zeigt eine Differenz von 10 %. Die Differenz kann sowohl durch die Senkung der Blockeinsatztemperatur von $T_{\text{Block}} = 550 \text{ °C}$ auf $T_{\text{Block}} = 450 \text{ °C}$ als auch durch die Steigerung des Pressverhältnisses

von $R = 24$ auf $R = 48$ auf ca. 5 % gesenkt werden. Ebenso führt die Verringerung der Blechdicke durch den Walzprozess zu einer Reduzierung des Unterschieds der mechanischen Kennwerte zwischen Guss- und Späneblechen auf bis zu 2 %. Die Mikrostruktur der Späneprofile und -bleche zeigt eine sehr gute Verschweißung der Späne im Randbereich sowie sichtbare Spangrenzen in der Mitte der Wandstärke. Sowohl das Walzen mit einer Dickenreduzierung um 50 % als auch die Erhöhung des Pressverhältnisses verbessern die Verschweißung und reduzieren die Anzahl der sichtbaren Spangrenzen, wodurch sich die Steigerung der mechanischen Eigenschaften erklären lässt. Die Wärmebehandlung Lösungsglühen, Abschrecken und Kaltauslagern auf den Zustand T4 steigert das Formänderungsvermögen der Bleche erheblich und erzielt ein zu den Gussblechen ähnliches Gefüge.

Das Potential der spänebasierten Bleche hinsichtlich einer Weiterverarbeitung durch Umformprozesse ist durch grundlegende Versuche bestimmt worden. Freibiegeversuche ergeben, dass die spänebasierten Bleche ein vergleichbares Umformvermögen wie die Gussbleche haben. Ein maximaler Vergleichsumformgrad $\varphi_v = 0,5$ ($\alpha = 150^\circ$) sowie minimale Biegeradien r_{\min} , die mit Werten der Literatur übereinstimmen, können versagensfrei erzielt werden. Die Außenbögen der Biegeteile zeigen dabei keine Risse, sodass die Fertigung von Biegeteilen aus Späneblechen uneingeschränkt möglich ist.

Die Fertigung von Näpfen in Tiefziehversuchen ergibt eine weitere Steigerung der Komplexität der Spannungszustände bei der Umformung. Die Herstellung von Näpfen bis zu einem Grenzziehverhältnis $\beta_{\max} = 1,95$ ist aus den Späneblechen realisierbar. Die Umformbarkeit der Spänebleche ist ähnlich zu den Gussblechen und industriell produzierten Aluminiumblechen, sodass sich Ziehverhältnisse erzielen lassen, die den maximal möglichen entsprechen. Aufgrund leicht anisotropen Materialverhaltens ergibt sich eine Zipfelbildung, die jedoch durch das Walzen der Bleche verhindert werden kann.

Die Herstellbarkeit von Blechen aus Aluminiumspänen sowie deren umformtechnische Weiterverarbeitung zu Biege- und Tiefziehbauteilen erweitert das Spektrum des direkten Aluminiumrecyclings ohne Wiedereinsmelzen maßgeblich. Dadurch können neue Märkte, wie die Verpackungsindustrie erschlossen und das Bauteil- und Produktspektrum erhöht werden. Dies führt zu einer größeren Gesamteinsparung der Energie und Ressourcen bei der Aluminiumverarbeitung sowie zur Reduzierung der Treibhausgas-Emissionen, was gleichzeitig zu einer Kostensenkung bei der Produktion führt.

8.2 Ausblick

Der Fokus dieser Arbeit lag auf der Realisierung der Herstellung von Blechen aus Aluminiumspänen durch das direkte Recycling ohne Wiedereinsmelzen sowie deren Untersuchung hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften, Mikrostruktur und grundlegenden Umformbarkeit. In zukünftigen Untersuchungen sollte eine weitergehende Analyse ihrer Eigenschaften und Umformbarkeit erfolgen. Dazu zählt die Auswertung der

Textur der Bleche, da diese einen großen Einfluss auf das Verhalten während der Umformung beispielsweise in Tiefziehprozessen hat. Hier ist vor allem auch der Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter beim Strangpressen und Walzen zu ermitteln. Ebenso ist die minimal zu erzielende Blechdicke zu bestimmen. In ersten Experimenten konnten bereits Blechdicken bis zu $s = 0,1$ mm erreicht werden. So könnte eine Ausweitung der Anwendung auf Dünnstbleche und Folien erfolgen. Auch das Walzen orthogonal zur Strangpressrichtung und das Verhalten der Verschleißung der Späne unter dieser Belastungsrichtung könnten bestimmt werden. Darüber hinaus ist eine Erweiterung der Umformbarkeit zu anspruchsvolleren Geometrien wie z. B. das Tiefziehen nicht rotationssymmetrischer Näpfe und Bauteile sinnvoll. Des Weiteren sollte die Blechherstellung basierend auf anderen Legierungsgruppen wie EN AW-3XXX oder EN AW-5XXX erforscht werden. Dadurch könnten die Grenzen und das Produktspektrum ausgeweitet werden.

Eine weitere Analyse der Konstruktion des Profilquerschnitts könnte die Frage klären, wie aus den Profilen möglichst große Blechbreiten bei limitierten Pressenöffnungen realisierbar sind. Dazu könnten regelmäßige zyklische Geometrien wie das Blumenprofil sinnvoll sein. Die in dieser Arbeit beschriebenen Nachteile unterschiedlicher Umformgradverteilungen nach dem Aufweiten könnten dabei auch bewusst ausgelegt und als Blecheigenschaft konzipiert werden. Hier ist vor allem zu klären, wie sich die unterschiedlichen lokalen Umformgrade während des Aufweitens auf die mechanischen Eigenschaften der Profile auswirken und ob diese gegebenenfalls durch die anschließende Wärmebehandlung egalisiert werden. Sollten sich verteilt über die Blechbreite unterschiedliche Eigenschaften ergeben, wäre es zusätzlich eine Option diese gezielt auszunutzen, um sogenannte tailored blanks herzustellen. So könnten beispielsweise lokal höhere Festigkeiten ausgenutzt werden, um beim Tiefziehen die Zipfelbildung zu vermeiden oder bei geometrisch anspruchsvollen Biegeteilen an definierten Stellen eine gute Umformbarkeit zu erzielen, während andere Bereiche bereits belastungsangepasste Festigkeiten besitzen.

Literaturverzeichnis

- Ab Rahim, S. N., Mahadzir, M. Z., Lajis, M. A., 2018. Effect of Hot Extrusion Parameters of AA6061 Recycle Aluminium Chips, National Innovation and Invention Competition Through Exhibition - iCompEx'18, Jitra, Malaysia.
- Akeret, R., 2001. Strangpressen von Halbzeugen aus Aluminiumwerkstoffen. In: Bauser, M., Sauer, G., Siegert, K. (Hrsg.), Strangpressen. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, S. 310–365.
- Allwood, J. M., Cullen, J. M., 2015. Sustainable Materials, Without the hot air. Making Buildings, Vehicles & Products Efficiently and with less New Material, UIT Cambridge, Cambridge.
- Allwood, J. M., Cullen, J. M., Cooper, D. R., Milford, R. L., Patel, A. C. H., Carruth, M. A., McBrien, M., 2010. Conserving our metal energy - Avoiding melting steel and aluminium scrap to save energy and carbon, University of Cambridge.
- Allwood, J. M., Huang, Y., Barlow, C. Y., 2005. Recycling Scrap Aluminium by Cold-Bonding, Advanced Technology of Plasticity, Proceedings of the 8th International Conference on Technology of Plasticity, Verona, October 9-13, 2005.
- Altenpohl, D. (Hrsg.), 1979. Aluminum von innen betrachtet, Eine Einführung in die Metallkunde der Aluminiumverarbeitung, Aluminium-Verlag, Düsseldorf.
- Argyris, J. H., Doltsinis, J.S., 1979. On the large strain inelastic analysis in natural formulation part I: Quasistatic problems. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 20, S. 213–251.
- Baffari, D., Buffa, G., Campanella, D., Fratini, L., 2017. Al-SiC Metal Matrix Composite production through Friction Stir Extrusion of aluminum chips. Procedia Engineering 207, S. 419–424.
- Baffari, D., Buffa, G., Campanella, D., Fratini, L., 2018. Design of continuous Friction Stir Extrusion machines for metal chip recycling, Issues and difficulties. Procedia Manufacturing 15, S. 280–286.
- Banabic, D. (Hrsg.), 2000. Formability of Metallic Materials, Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits, Springer, Berlin, Heidelberg.
- Bargel, H.-J., Schulze, G., 2018. Werkstoffkunde, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- Bauser, M., Sauer, G., Siegert, K. (Hrsg.), 2001. Strangpressen, Aluminium-Verlag, Düsseldorf.
- Bay, N., 1979. Cold Pressure Welding—The Mechanisms Governing Bonding. Journal of Engineering for Industry 101, S. 121.

- Bay, N., 1983. Mechanisms Producing Metallic Bonds in Cold Welding. *Welding Journal* 62, S. 137–142.
- Bay, N., 1986. Cold Welding. Part 1: Characteristics, Bonding Mechanisms, Bond Strength. *Metal Construction* 18, S. 369–372.
- Becker, D., 2009. Strangpressen 3D-gekrümmter Leichtmetallprofile. Dissertation TU Dortmund.
- Becker, D., Kloppenburg, T., Jäger, A., Ben Khalifa, N., Foydl, A., Tekkaya, A. E., Kleiner, M., 2012. Strangpressen. In: Spur, G., Neugebauer, R., Hoffmann, H. (Hrsg.), *Handbuch Umformen*. Carl Hanser Fachbuchverlag, München, S. 393–431.
- Behrens, B.-A., Bouguecha, A., Brunotte, K., Dannenberg, M., Huskic, A., Bonhage, M., 2016. Reprocessing of aluminum chips by hot backward extrusion. *Prod. Eng. Res. Devel.* 10, S. 375–382.
- BEMO Systems GmbH. Fassaden Trapezprofile. <https://www.bemo.com/de/wellprofile-trapezprofile-fassade>. Zuletzt abgerufen am 25.03.2022.
- Berryman, J. G., 1983. Random close packing of hard spheres and disks. *Physical Review A* 27, S. 1053–1061.
- Bertram, M., Ramkumar, S., Rechberger, H., Rombach, G., Bayliss, C., Martchek, K. J., Müller, D. B., Liu, G., 2017. A regionally-linked, dynamic material flow modeling tool for rolled, extruded and cast aluminium products. *Resources, Conservation and Recycling* 125, S. 48–69.
- Borgert, T., Homberg, W., 2022. Energy saving potentials of an efficient recycling process of different aluminum rejects. *Energy Reports* 8, S. 399–404.
- Bryant, W. A., 1975. Method for specifying hot isostatic pressure welding parameters. *Welding Journal* 54, S. 433–435.
- Chiba, R., Nakamura, T., Kuroda, M., 2011. Solid-state recycling of aluminium alloy swarf through cold profile extrusion and cold rolling. *Journal of Materials Processing Technology* 211, S. 1878–1887.
- Chiba, R., Yoshimura, M., 2015. Solid-state recycling of aluminium alloy swarf into c-channel by hot extrusion. *Journal of Manufacturing Processes* 17, S. 1–8.
- Chino, Y., Hoshika, T., Mabuchi, M., 2006. Mechanical and Corrosion Properties of AZ31 Magnesium Alloy Repeatedly Recycled by Hot Extrusion. *Mater. Trans.* 47, S. 1040–1046.
- Chino, Y., Kobata, M., Shimojima, K., Hosokawa, H., Yamada, Y., Iwasaki, H., Mabuchi, M., 2004a. Blow Forming of Mg Alloy Recycled by Solid-State Recycling. *Mater. Trans.* 45, S. 361–364.

- Chino, Y., Mabuchi, M., Iwasaki, H., Yamamoto, A., Tsubakino, H., 2004b. Tensile Properties and Blow Forming of 5083 Aluminum Alloy Recycled by Solid-State Recycling. *Mater. Trans.* 45, S. 2509–2515.
- Chmura, W., Gronostajski, Z., 2006. Bearing composites made from aluminium and aluminium bronze chips. *Journal of Materials Processing Technology* 178, S. 188–193.
- Conrad, H., Rice, L., 1970. The cohesion of previously fractured Fcc metals in ultra-high vacuum. *Metallurgical Transactions* 1, S. 3019–3029.
- Constantia Teich GmbH, 25.03.2022. Lebensmittelverpackungen. <http://www.world-aluminium.org/images/packaging/?page=3>. Zuletzt abgerufen am 25.03.2022.
- Cooper, D. R., Allwood, J. M., 2012. Reusing steel and aluminum components at end of product life. *Environmental Science & Technology* 46, S. 10334–10340.
- Cooper, D. R., Allwood, J. M., 2014. The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength. *Journal of Materials Processing Technology* 214, S. 2576–2592.
- Cui, J., Werenskiold, J. C., Roven, H. J., 2009. New Approaches for Recycling of Aluminum Scraps. In: Lee, P. D., Mitchell, A., Williamson, R. (Hrsg.), *Proceedings of the International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*, San Francisco, USA, S. 389–396.
- Cui, J. R., Guo, W., Roven, H. J., Wang, Q. D., Chen, Y. J., Peng, T., 2010. Recycling of Aluminum Scrap by Severe Plastic Deformation. *MSF* 667-669, S. 1177–1182.
- Cullen, J. M., Allwood, J. M., 2013. Mapping the Global Flow of Aluminum: From Liquid Aluminum to End-Use Goods. *Environmental Science & Technology* 47, S. 3057–3064.
- Degner, J., 2020. Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess. Dissertation Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg.
- DIN 8583, 2003. *Fertigungsverfahren Druckumformen. Teil 1: Allgemeines - Einordnung, Unterteilung, Begriffe.*
- Doege, E., Behrens, B.-A., 2016. *Handbuch Umformtechnik, Grundlagen, Technologien, Maschinen*, Springer Berlin Heidelberg.
- Donati, L., Tomesani, L., 2004. The prediction of seam welds quality in aluminum extrusion. *Journal of Materials Processing Technology* 153-154, S. 366–373.

- Duflou, J. R., Tekkaya, A. E., Haase, M., Welo, T., Vanmeensel, K., Kellens, K., Dewulf, W., Paraskevas, D., 2015. Environmental assessment of solid state recycling routes for aluminium alloys, Can solid state processes significantly reduce the environmental impact of aluminium recycling? *CIRP Annals* 64, S. 37–40.
- EA - European Aluminium, 2018. Environmental Profile Report, Life-Cycle inventory data for aluminium production and transformation processes in Europe.
- Etherington, C., 1978. Conform and the recycling of non-ferrous scrap metals. *Conservation & Recycling* 2, S. 19–29.
- Europäische Kommission, 2019. EU-Maßnahmen - Klimaschutz: Strategien und Ziele. https://ec.europa.eu/clima/eu-action/climate-strategies-targets_de. Zuletzt abgerufen am 29.03.2022.
- European Aluminium Industry, 2018. Environmental Profile Report, Life-Cycle inventory data for aluminium production and transformation processes in Europe.
- Farjad Bastani, A., Aukrust, T., Brandal, S., 2011. Optimisation of flow balance and isothermal extrusion of aluminium using finite-element simulations. *Journal of Materials Processing Technology* 211, S. 650–667.
- Fechter, T., Jaich, H., 2014. Fertigungsverfahren – Der Weg zum Werkstück. In: Skolaut, W. (Hrsg.), *Maschinenbau*. Springer Berlin Heidelberg, S. 991–1090.
- Finckenstein, E. v., Kleiner, M., Sulaiman, H., 1993. Flexible Biegeumformung an der Gesenkbiegepresse. *Blech Rohre Profile* 9, S. 656–659.
- Fogagnolo, J.B., Ruiz-Navas, E.M., Simón, M.A., Martinez, M.A., 2003. Recycling of aluminium alloy and aluminium matrix composite chips by pressing and hot extrusion. *Journal of Materials Processing Technology* 143-144, S. 792–795.
- Fritz, A. H., 2015. Umformen - Druckumformen. In: Fritz, A. H., Schulze, G. (Hrsg.), *Fertigungstechnik*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, S. 397–467.
- Gall, S., Müller, S., Reimers, W., 2011. Extrusion of Magnesium Sheets with increased Width. *Steel Research Journal*, S. 286–290.
- GDA Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. Kaffeekapseln aus Aluminium. <http://www.aluinfo.de/aktuelle-meldungen/kaffeekapseln-aus-aluminium-sind-her-vorragend-recyclingfaehig.html>. Zuletzt abgerufen am 25.03.2022.
- GDA Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2007. Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen, Düsseldorf.
- Grayson, J., 2017. Reducing Melt Loss and Dross Generation. *Light Metal Age* 75, S. 32–35.

- Grittner, N., Engelhardt, M., Neumann, A., Klose, C., Hübner, S., 2014. A Novel Process for Producing Large Scale Mg-Sheets. *Magnesium Technology*, S. 289–292.
- Gronostajski, J., Marciniak, H., Matuszak, A., 2000. New methods of aluminium and aluminium-alloy chips recycling. *Journal of Materials Processing Technology* 106, S. 34–39.
- Gronostajski, J., Matuszak, A., 1999. The recycling of metals by plastic deformation: an example of recycling of aluminium and its alloys chips. *Journal of Materials Processing Technology* 92-93, S. 35–41.
- Gronostajski, J. Z., Kaczmar, J. W., Marciniak, H., Matuszak, A., 1997. Direct recycling of aluminium chips into extruded products. *Journal of Materials Processing Technology* 64, S. 149–156.
- Gronostajski, J. Z., Marciniak, H., Matuszak, A., 1996. Production of composites on the base of AlCu4 alloy chips. *Journal of Materials Processing Technology* 60, S. 719–722.
- Gronostajski, J.Z., Kaczmar, J.W., Marciniak, H., Matuszak, A., 1998. Production of composites from Al and AlMg2 alloy chips. *Journal of Materials Processing Technology* 77, S. 37–41.
- Güley, V., 2013. Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion. Dissertation TU Dortmund.
- Güley, V., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., 2010a. Direct recycling of 1050 aluminum alloy scrap material mixed with 6060 aluminum alloy chips by hot extrusion. *International Journal of Material Forming* 3, S. 853–856.
- Güley, V., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., 2011a. Strangpressen von Profilen aus Aluminiumspänen. *International Aluminium Journal* 2011, S. 93–97.
- Güley, V., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., 2011b. The Effect of Extrusion Ratio and Die Design on the Mechanical Properties of Aluminum Profiles Solid State Recycled from 6060 Aluminum Alloy Chips. In: Akkök, M., Budak, E. (Hrsg.), 6th International Conference and Exhibition on Design and Production of Machines and Dies, Molds, June 23-26 2011, Atılım Üniversitesi.
- Güley, V., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., 2011c. The Effect of Extrusion Ratio and Material Flow on the Mechanical Properties of Aluminum Profiles Solid State Recycled from 6060 Aluminum Alloy Chips. In: Menary, G. (Hrsg.), AIP Conference Proceedings: The 14th International ESAFORM Conference on Material Forming, Belfast, Nordirland, S. 1609–1614.
- Güley, V., Güzel, A., Jäger, A., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., Misiolek, W. Z., 2013. Effect of die design on the welding quality during solid state recycling of

- AA6060 chips by hot extrusion. *Materials Science and Engineering: A* 574, S. 163–175.
- Güley, V., Pantke, K., Ben Khalifa, N., Biermann, D., Tekkaya, A. E., 2010b. Solid State Recycling of Different Chip Types of Aluminum Alloy 6060 by Hot Extrusion. In: Neugebauer, R. (Hrsg.), *Proceedings of the International Chemnitz Manufacturing Colloquium, Chemnitz, Deutschland*, S. 775–782.
- Haase, M., 2013. *Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with Integrated Equal Channel Angular Pressing*. Dissertation TU Dortmund.
- Haase, M., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., Misiolek, W. Z., 2012. Improving mechanical properties of chip-based aluminum extrudates by integrated extrusion and equal channel angular pressing (iECAP). *Materials Science and Engineering: A* 539, S. 194–204.
- Haase, M., Tekkaya, A., Misiolek, W., 2015. High mechanical properties of extrusions formed from aluminum machining chips. *Light Metal Age* 73, S. 24–30.
- Haase, M., Tekkaya, A. E., 2014. Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion with Subsequent Cold Extrusion. *Procedia Engineering* 81, S. 652–657.
- Haase, M., Tekkaya, A. E., 2015. Cold extrusion of hot extruded aluminum chips. *Journal of Materials Processing Technology* 217, S. 356–367.
- Haase, M., Tekkaya, A. E., Misiolek, W. Z., 2016. Production of Hollow Profiles by Hot Extrusion of Aluminum Chips. In: *International Aluminum Extrusion Technology Seminar (Hrsg.), Innovations for tomorrow: proceedings of the Eleventh International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA*, S. 811–815.
- He, Z., Wang, H.-n., Wang, M.-j., Li, G.-y., 2012. Simulation of extrusion process of complicated aluminium profile and die trial. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22, S. 1732–1737.
- Heine, B., 2015. *Werkstoffprüfung*, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München.
- Herlan, T., 1993. Energieeinsatz in der Umformtechnik. In: Lange, K. (Hrsg.), *Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 4: Sonderverfahren, Prozesssimulation, Werkzeugtechnik, Produktion*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, S. 771–803.
- Hirsch, J., 2005. Texture Evolution and Earing in Aluminium Can Sheet. *MSF* 495–497, S. 1565–1572.
- Hirt, G., Oligschläger, M., 2012. Walzen. In: Spur, G., Neugebauer, R., Hoffmann, H. (Hrsg.), *Handbuch Umformen*. Carl Hanser Fachbuchverlag, München, S. 109–207.
- Holthe, K., Støren, S., Hansen, L., 1992. Numerical simulation of the aluminium extrusion process in a series of press cycles. In: Chenot, J. L., Zienkiewicz, O. C.,

- Wood, R. D. (Hrsg.), Proceedings of the 4th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes 14-18 September 1992, Valbonne, France, S. 611–618.
- Holub, K. J., Matienzo, L. J., 1981. Magnesium diffusion in several aluminum alloys. Applications of Surface Science 9, S. 22–38.
- Hosseini, A., Azarsa, E., Davoodi, B., Ardahani, Y., 2012. Effect of Process Parameters on the Physical Properties of Wires Produced by Friction Extrusion Method. International Journal of Advances in Engineering & Technology 3, S. 592–597.
- Hu, M., Ji, Z., Chen, X., Zhang, Z., 2008. Effect of chip size on mechanical property and microstructure of AZ91D magnesium alloy prepared by solid state recycling. Materials Characterization 59, S. 385–389.
- Hu, M.-l., Ji, Z.-s., CHEN, X.-y., 2010. Effect of extrusion ratio on microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium alloy recycled from scraps by hot extrusion. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 20, S. 987–991.
- Huétnik, H., 1986. On the simulation of thermo-mechanical forming processes. Dissertation Universität Twente, Niederlande.
- Huppertz, W., 2018. Oberflächenbehandlung von Aluminium. In: Drossel, G., Friedrich, S., Huppertz, W., Kammer, C., Lehnert, W., Liesenberg, O., Mader, W., Paul, M., Rudolf, A., Thate, W., Ullmann, M., Wenglorz, H.-W., Zeltner, S. (Hrsg.), Aluminium-Taschenbuch. Beuth Verlag GmbH, Berlin, Wien, Zürich, S. 509–607.
- Inglesfield, J. E., 1976. Adhesion between Al slabs and mechanical properties. Journal of Physics F: Metal Physics 6, S. 687–701.
- International Aluminium Institute - International Aluminium Institute, 2017. Life Cycle Inventory Data and Environmental Metrics for the Primary Aluminium Industry.
- International Aluminium Institute - International Aluminium Institute, 2020. Primary Aluminium Production.
- International Aluminium Institute, 2021. Aluminium Sector Greenhouse Gas Pathways to 2050, London, United Kingdom.
- Iwata, K., Osakada, K., Fujino, S., 1972. Analysis of Hydrostatic Extrusion by the Finite Element Method. Journal of Engineering for Industry 94, S. 697–703.
- JADUS Motorcycle Parts. Universal Aluminium Motorcycle Fender.
<https://www.jadusmotorcycleparts.com/product-page/universal-aluminium-motorcycle-guard-fender-mudguard>. Zuletzt abgerufen am 25.03.2022.
- Jellison, J. L., 1987. The Role of Surface Contaminants in the Solid-State Welding of Metals. In: Mittal, K. L. (Hrsg.), Treatise on Clean Surface Technology 7. Springer US, Boston, MA, S. 205–234.

- Ji, Z. S., Wen, L. H., Li, X. L., 2009. Mechanical properties and fracture behavior of Mg–2.4Nd–0.6Zn–0.6Zr alloys fabricated by solid recycling process. *Journal of Materials Processing Technology* 209, S. 2128–2134.
- Kammer, C., 2012. Aluminium Taschenbuch 1, Grundlagen und Werkstoffe, Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- Kanetake, N., Kume, Y., Ota, S., Morimoto, R., 2014. Upgrading in Mechanical Properties of High Performance Aluminum Alloys by Compressive Torsion Process. *Procedia CIRP* 18, S. 57–61.
- Kavalco, P. M., Canale, L. C. F., Totten, G. E., 2009. Quenching Fundamentals - Quenching of Aluminum Alloys: Cooling Rate, Strength, and Intergranular Corrosion. *Heat Treating Progress*.
- Kazakov, N. F. (Hrsg.), 1985. Diffusion Bonding of materials, Pergamon, Oxford.
- Keßler, O., 2001. Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen. *Der Wärmebehandlungsmarkt* 2, S. 5–8.
- Klocke, F., 2017. *Fertigungsverfahren 4*, Springer Berlin Heidelberg.
- Kloppenborg, T., Schwane, M., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., Brosius, A., 2011. Experimental and Numerical Analysis of Material Flow in Porthole Die Extrusion. *KEM* 491, S. 97–104.
- Koch, A., Wittke, P., Walther, F., 2019. Computed Tomography-Based Characterization of the Fatigue Behavior and Damage Development of Extruded Profiles Made from Recycled AW6060 Aluminum Chips. *Materials* 12.
- Kolpak, F., Schulze, A., Dahnke, C., Tekkaya, A. E., 2019. Predicting weld-quality in direct hot extrusion of aluminium chips. *Journal of Materials Processing Technology* 274, S. 116–294.
- Kopp, R., Wiegels, H., 1999. *Einführung in die Umformtechnik 2.*, Aachen.
- Kore, A. S., Nayak, K. C., Date, P. P., 2017. Formability of aluminium sheets manufactured by solid state recycling. *J. Phys.: Conf. Ser.* 896, S. 12007.
- Krolo, J., Gudić, S., Vrsalović, L., Lela, B., Dadić, Z., 2020. Fatigue and Corrosion Behavior of Solid-State Recycled Aluminum Alloy EN AW 6082. *J. of Materi Eng and Perform* 29, S. 4310–4321.
- Krolo, J., Lela, B., Švagelj, Z., Jozić, S., 2018. Adaptive neuro-fuzzy and regression models for predicting microhardness and electrical conductivity of solid-state recycled EN AW 6082.

- Kronsteiner, J., Horwatitsch, D., Zeman, K., 2017. Comparison of updated Lagrangian FEM with arbitrary Lagrangian Eulerian method for 3D thermo-mechanical extrusion of a tube profile, Proceedings of the International Conference of Globak Network for Innovative Technology and International Conference in Civil Engineering (IGNITE-AICCE'17): Sustainable Technology And Practice For Infrastructure and Community Resilience, Penang, Malaysia.
- Lange, K., 1975. Lehrbuch der Umformtechnik, Band 3: Blechumformung, Springer Berlin Heidelberg.
- Lange, K., 1984. Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 1: Grundlagen 2. , Springer.
- Lange, K. (Hrsg.), 1988. Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 2: Massivumformung 2. , Springer, Berlin.
- Lange, K., Oberländer, T., Kurz, N., 1988. Walzen. In: Lange, K. (Hrsg.), Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 2: Massivumformung. Springer, Berlin, S. 178–253.
- Lapovok, R., Qi, Y., Ng, H. P., Maier, V., Estrin, Y., 2014. Multicomponent materials from machining chips compacted by equal-channel angular pressing. *Journal of Materials Science* 49, S. 1193–1204.
- Lazzaro, G., Atzori, C., 1992. Recycling of aluminum trimmings by conform process. In: Cutshall, E. (Hrsg.), *Light Metals: Proceedings of the Technical Session of the TMS Annual Meeting*. Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, USA, S. 1379–1384.
- Lea, C., Molinari, C., 1984. Magnesium diffusion, surface segregation and oxidation in Al-Mg alloys. *J Mater Sci* 19, S. 2336–2352.
- Lela, B., Krolo, J., Jozić, S., 2016. Mathematical modeling of solid-state recycling of aluminum chips. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 87, S. 1125–1133.
- Li, X., Tang, W., Reynolds, A. P., Tayon, W. A., Brice, C. A., 2016. Strain and texture in friction extrusion of aluminum wire. *Journal of Materials Processing Technology* 229, S. 191–198.
- Ludwik, P., 1903. Technologische Studie über Blechbiegung. *Technische Blätter*, S. 133–159.
- Luo, P., Xie, H., Paladugu, M., Palanisamy, S., Dargusch, M. S., Xia, K., 2010. Recycling of titanium machining chips by severe plastic deformation consolidation. *J Mater Sci* 45, S. 4606–4612.

- Mabuchi, M., Kubota, K., Higashi, K., 1993. Superplasticity in an AZ91 alloy extrusion processed from machined chips. *Journal of Materials Science Letters* 12, S. 1831–1832.
- Mabuchi, M., Kubota, K., Higashi, K., 1995. New Recycling Process by Extrusion for Mechanical Chips of AZ91 Magnesium and Mechanical Properties of Extruded Bars. *Mater. Trans.* 36, S. 1249–1254.
- Marciniak, Z., Dunca, J. L., Hu, S. J., 2002. *Mechanics of sheet metal forming 2.*, Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford.
- Matsuki, K., Aida, T., Takeuchi, T., Kusui, J., Yokoe, K., 2000. Microstructural characteristics and superplastic-like behavior in aluminum powder alloy consolidated by equal-channel angular pressing. *Acta Materialia* 48, S. 2625–2632.
- Mindivan, H., Cimenoglu, H., Kayali, E. S., 2009. Production of the Composite from 6082 Al Alloy Chips and Fly Ash Particles by Hot Pressing. *Supplement Proceedings* 3, S. 71–76.
- Misiolek, W. Z., Haase, M., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., Kleiner, M., 2012. High quality extrudates from aluminum chips by new billet compaction and deformation routes. *CIRP Annals* 61, S. 239–242.
- Mizuno, K., Nylund, A., Olefjord, I., 1996. Surface analysis of oxide formed during heat treatment of Al–Mg–Si alloys. *Materials Science and Technology* 12, S. 306–314.
- Murai, T., Matsuoka, S.-i., Miyamoto, S., Oki, Y., 2003. Effects of extrusion conditions on microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy extrusions. *Journal of Materials Processing Technology* 141, S. 207–212.
- Nakanishi, M., Mabuchi, M., Saito, N., Nakamura, M., 1998. Tensile Properties of the ZK60 Magnesium Alloy Produced by Hot Extrusion of Machined Chip. *Journal of Materials Science Letters* 17, S. 2003–2005.
- Neumann, A., Hübner, S., Behrens, B.-A., Engelhardt, M., Grittner, N., Klose, C., Maier, H.-J., 2015. Umformen von aufgefalteten Magnesiumblechen aus stranggepressten Rohren. 21.11.2018.
- Ockewitz, A., Sun, D. Z., Andrieux, F., Müller, S., 2011. Simulation of Hot Extrusion of an Aluminum Alloy with Modeling of Microstructure. *KEM* 491, S. 257–264.
- Ostermann, F., 2014. *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- Paraskevas, D., Kellens, K., Deng, Y., Dewulf, W., Kampen, C., Dufloy, J. R., 2017. Solid state recycling of aluminium alloys via a porthole die hot extrusion process:

- Scaling up to production. In: Brabazon, D., Naher, S., Ul Ahad, I. (Hrsg.), Proceedings of the 20th International ESAFORM Conference on Material Forming, Dublin, Irland, S. 140008.
- Paraskevas, D., Kellens, K., Kampen, C., Mohammadi, A., Duflou, J. R., 2018. Complex deformation routes for direct recycling aluminium alloy scrap via industrial hot extrusion. In: Fratini, L., Di Lorenzo, R., Buffa, G., Ingarao, G. (Hrsg.), Proceedings of the 21st International ESAFORM Conference on Material Forming, Palermo, Italien, S. 30009.
- Paraskevas, D., Vanmeensel, K., Vleugels, J., Dewulf, W., Duflou, J. R., 2015. Solid State Recycling of Aluminium Sheet Scrap by Means of Spark Plasma Sintering. KEM 639, S. 493–498.
- Parks, J., 1953. Recrystallization Welding. *Welding Journal* 32, S. 209–222.
- Peng, T., Wang, Q. D., Lin, J. B., 2009. Microstructure and mechanical properties of Mg–10Gd–2Y–0.5Zr alloy recycled by cyclic extrusion compression. *Materials Science and Engineering: A* 516, S. 23–30.
- Peng, Z., Sheppard, T., 2004. Simulation of multi-hole die extrusion. *Materials Science and Engineering: A* 367, S. 329–342.
- Pietzka, D., 2013. Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden. Dissertation TU Dortmund.
- Pogatscher, S., Antrekowitsch, H., Ebner, T., Uggowitzer, P. J., 2016. The Role of Co-Clusters in the Artificial Aging of AA6061 and AA6060. In: Suarez, C. E. (Hrsg.), *Light Metals 2012* 12. Springer International Publishing, Cham, S. 415–420.
- Pöhlndt, K., 1986. Werkstoffprüfung für die Umformtechnik, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- Puga, H., Barbosa, J., Soares, D., Silva, F., Ribeiro, S., 2009. Recycling of aluminium swarf by direct incorporation in aluminium melts. *Journal of Materials Processing Technology* 209, S. 5195–5203.
- Samuel, M., 2003a. A new technique for recycling aluminium scrap. *Journal of Materials Processing Technology* 135, S. 117–124.
- Samuel, M., 2003b. Reinforcement of recycled aluminum-alloy scrap with Saffil ceramic fibers. *Journal of Materials Processing Technology* 142, S. 295–306.
- Sauer, G., Ames, A., 2001. Werkzeuge zum Strangpressen. In: Bauser, M., Sauer, G., Siegert, K. (Hrsg.), *Strangpressen*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf.
- Schikorra, M., 2006. Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens. Dissertation TU Dortmund.

- Schikorra, M., Pantke, K., Tekkaya, A. E., Biermann, D., 2008. Re-Use of AA6060, AA6082, and AA7075 Aluminum Turning Chips by Hot Extrusion. In: Yang, D. Y. (Hrsg.), 9th ICTP 2008, International Conference on Technology of Plasticity ; Gyeongju, Korea, September 7 - 11, 2008.
- Schulze, A., Hering, O., Tekkaya, A. E., 2021. Welding of Aluminium in Chip Extrusion. In: Daehn, G., Cao, J., Kinsey, B., Tekkaya, E., Vivek, A., Yoshida, Y. (Hrsg.), Forming the Future 17. Springer International Publishing, Cham, S. 139–147.
- Sellars, C. M., Tegart, W. J. M., 1966. La relation entre le resistance et la structure dans la deformation a chaud. *Memories Scientifiques de la Revue de la Métallurgie*, S. 731–746.
- Selmy, A. I., Abd El Aal, M. I., El-Gohry, A. M., Taha, M. A., 2016. Solid-State Recycling of Aluminum Alloy (AA-6061) Chips via Hot Extrusion Followed by Equal Channel Angular Pressing (ECAP). *The Egyptian International Journal of Engineering Sciences and Technology*, S. 33–42.
- Selvaggio, A., Segatori, A., Güzel, A., Donati, L., Tomesani, L., Tekkaya, A. E., 2011. Extrusion Benchmark 2011: Evaluation of Different Design Strategies on Process Conditions, Die Deflection and Seam Weld Quality in Hollow Profiles. *Key Engineering Materials* 491, S. 1–10.
- Shestopal, V. O., Shestopal, O. Y., 1981. Flow of metal in high-temperature extrusion. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 25, S. 85–99.
- Shima, S., Oyane, M., 1976. Plasticity theory for porous metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 18, S. 285–291.
- Siegert, K., 2001. Strang- und Rohrpressverfahren. In: Bauser, M., Sauer, G., Siegert, K. (Hrsg.), Strangpressen. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, S. 87–209.
- Siegert, K. (Hrsg.), 2015. Blechumformung, Verfahren, Werkzeuge und Maschinen, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- Sillekens, W. H., Dautzenberg, J. H., Kals, J.A.G., 1990. Formability of Recycled Aluminium – Advantages of a Rapid Solidification Process. *CIRP Annals* 39, S. 287–290.
- Skolaut, W. (Hrsg.), 2014. Maschinenbau, Springer Berlin Heidelberg.
- Spur, G., Neugebauer, R., Hoffmann, H. (Hrsg.), 2012. Handbuch Umformen 2. , Carl Hanser Fachbuchverlag, München.
- Stern, M. Stern, M., 1945. Method for treating Aluminum or Aluminum alloy scrap, US Patent. 2391752.

- Storoschew, M. W., Popow, E. A., 1968. Grundlagen der Umformtechnik, VEB Verlag Technik, Berlin.
- Sugiyama, S., Mera, T., Yanagimoto, J., 2010. Recycling of minute metal scraps by semisolid processing: Manufacturing of design materials. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 20, S. 1567–1571.
- Suzuki, K., Huang, X. S., Watazu, A., Shigematsu, I., Saito, N., 2007. Recycling of 6061 Aluminum Alloy Cutting Chips Using Hot Extrusion and Hot Rolling. MSF 544-545, S. 443–446.
- Suzuki, K., Shigematsu, I., Imai, T., Saito, N., 2005. Influences of chip characteristics and extrusion conditions on the properties of a 6061 aluminum alloy recycled from cutting chips. J. Japan Inst. Light Metals 55, S. 395–399.
- Swift, H. W. Institution of Automobile Engineers, 1939. Drawing tests for sheet metal 34.
- Takahashi, T., Kume, Y., Kobashi, M., Kanetake, N., 2009. Solid state recycling of aluminum machined chip wastes by compressive torsion processing. Journal of Japan Institute of Light Metals 59, S. 354–358.
- Tang, W., Reynolds, A. P., 2010. Production of wire via friction extrusion of aluminum alloy machining chips. Journal of Materials Processing Technology 210, S. 2231–2237.
- Tekkaya, A., Güley, V., Haase, M., Jäger, A. 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), 2012. Hot Extrusion of Aluminum Chips.
- Tekkaya, A. E., Schikorra, M., Becker, D., Biermann, D., Hammer, N., Pantke, K., 2009. Hot profile extrusion of AA-6060 aluminum chips. Journal of Materials Processing Technology 209, S. 3343–3350.
- The Aluminum Association, 2008. Rolling Aluminum: From the Mine through the Mill.
- Tokarski, T., 2016. Mechanical Properties of Solid-State Recycled 4xxx Aluminum Alloy Chips. Journal of Materials Engineering and Performance 25, S. 3252–3259.
- Tokarski, T., Wędrychowicz, M., Wiewióra, M., 2015. Light Metals Chips Recycling by Plastic Consolidation. KEM 641, S. 24–29.
- Topolski, K., Ostachowski, P., 2021. Solid state processing of titanium chips by an unconventional plastic working. Journal of Materials Research and Technology 40, S. 256.
- Torquato, Truskett, Debenedetti, 2000. Is random close packing of spheres well defined? Physical review letters 84, S. 2064–2067.

- Tvergaard, V., Needleman, A., 1984. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica* 32, S. 157–169.
- Tylecote, R. F., 1968. *The solid phase welding of metals*, St. Martin's Press.
- Valberg, H., 2002. Extrusion welding in aluminium extrusion. *IJMPT* 17, S. 497.
- Vargel, C., 2004. *Corrosion of Aluminium*, Elsevier, Amsterdam.
- Wagiman, A., Mustapa, M. S., Shamsudin, S., Lajis, M. A., Asmawi, R., Harimon, M. A., Yusof, F., Rady, M. H., 2020. Effect of Chip Treatment on Chip-Based Billet Densification in Solid-State Recycling of New Aluminium Scrap. In: Awang, M., Emamian, S. S., Yusof, F. (Hrsg.), *Advances in Material Sciences and Engineering*, Singapore, S. 327–336.
- Wen, L., Ji, Z., Li, X., 2008. Effect of extrusion ratio on microstructure and mechanical properties of Mg–Nd–Zn–Zr alloys prepared by a solid recycling process. *Materials Characterization* 59, S. 1655–1660.
- Widerøe, F., Welo, T., 2012. An Investigation of the Material Flow in a Screw Extruder of Aluminium Using Contrast Material. *KEM* 504-506, S. 475–480.
- Widerøe, F., Welo, T., 2013. Using contrast material techniques to determine metal flow in screw extrusion of aluminium. *Journal of Materials Processing Technology* 213, S. 1007–1018.
- Wiewióra, M., Wędrychowicz, M., Wzorek, Ł. (Hrsg.), 2015. Mechanical properties of solid state recycled 6060 aluminum alloy chips.
- Wu, S., Ji, Z., Zhang, T., 2009. Microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy recycled by solid-state process from different size chips. *Journal of Materials Processing Technology* 209, S. 5319–5324.
- Xia, K., Wu, X., Honma, T., Ringer, S. P., 2007. Ultrafine pure aluminium through back pressure equal channel angular consolidation (BP-ECAC) of particles. *J Mater Sci* 42, S. 1551–1560.
- Yang, D. Y., Kim, K. J., 2007. Design of processes and products through simulation of three-dimensional extrusion. *Journal of Materials Processing Technology* 191, S. 2–6.
- Zhang, T., Ji, Z., Wu, S., 2011. Effect of extrusion ratio on mechanical and corrosion properties of AZ31B alloys prepared by a solid recycling process. *Materials & Design* 32, S. 2742–2748.
- Zhao, Z.-d., Chen, Q., Yang, L., SHU, D.-y., Zhao, Z.-x., 2011. Microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y-Zr alloy prepared by solid state recycling. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 21, S. 265–271.

Anhang A: Simulation der Spänekompaktierung

Erste Untersuchungen zur Festlegung der Simulationssoftware und –parameter konzentrierten sich auf den Einfluss der Anfangsporosität und deren Entwicklung während des Spänestrangpressprozesses. Dies ist notwendig, um zu ermitteln, ob diese bei den Simulationen berücksichtigt werden muss. In diesem Zusammenhang wurden verschiedene porös-plastische konstitutive Modelle untersucht, um die Verdichtung der Aluminiumspäne zu simulieren. Dazu gehören das Modell von Shima und Oyane (1976) und das GTN-Modell, das zuletzt von Tvergaard und Needleman (1984) angepasst wurde. Die Ergebnisse der Simulationen zeigen, dass unabhängig von der relativen Anfangsdichte ρ_{rel} aufgestauchte Block bereits vor dem Fließen des Materials in die Matrize, eine Dichte von nahezu 100 % besitzt (**Bild A.1**). Dies bedeutet, dass der Späneblock innerhalb des Rezipienten auf fast 100 % verdichtet wird, bevor der Profilstrang aus der Matrize austritt. Dies bestätigen die in Abschnitt 4.3.2 beschriebenen Ergebnisse der CT-Untersuchungen, bei denen ebenfalls eine Dichte von 99,9 % ermittelt wurde. Während der Verdichtung im Rezipienten reichen weder Dehnungen noch Drücke aus, um ein Verschweißen der Späne hervorzurufen (Abschnitt 4.3.3). Die Veränderung der Porosität hat somit keinen wesentlichen Einfluss auf die resultierende Verschweißqualität der Späne. Folglich wurden die anfängliche Porosität und die Entwicklung der Porosität in den Simulationen des Strangpressprozesses und zur Berechnung der Verschweißqualität nicht berücksichtigt.

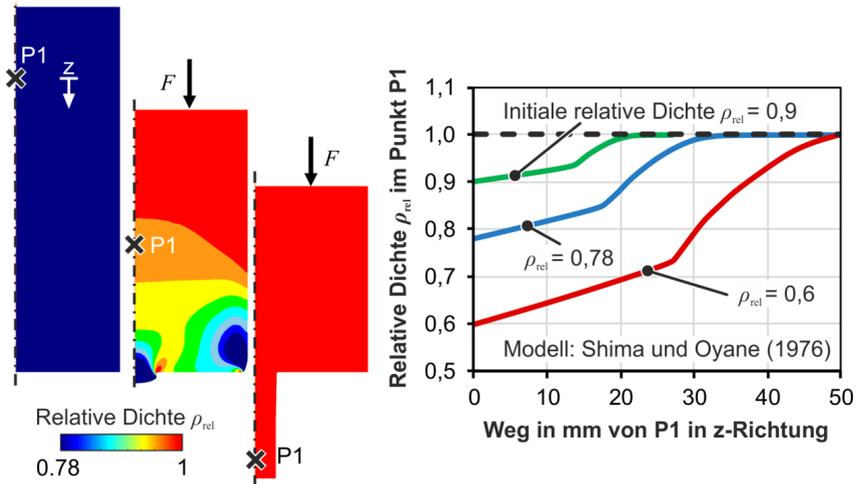


Bild A.1: Entwicklung der relativen lokalen Dichte ρ_{rel} im Punkt P1 unter Berücksichtigung eines porös-plastischen Materialverhaltens

Anhang B: Simulation des Strangpressprozesses

Für die Ermittlung der notwendigen Feldgrößen zur Berechnung der Verschweißqualität des Spänenstrangpressprozesses wurden kombinierte thermomechanische Finite-Elemente-Simulationen durchgeführt. Hierfür wurde die FEM Software HyperXtrude 14.0 der Firma Altair verwendet. Diese basiert auf der Euler-Formulierung und rechnet mit einem starren Netz. Der Simulationsaufbau einschließlich der Definition der Randbedingungen wird im Folgenden erläutert.

Der Block wurde mit linearen tetraedrischen Elementen mit einer durchschnittlichen Elementkantenlänge von $l_e = 3,7$ mm vernetzt. Das Material in den Einläufen des Werkzeugs wurde mit tetraedrischen Elementen mit $l_e = 2,3$ mm, in der Schweißkammer mit $l_e = 1,5$ mm und in der Tasche mit $l_e = 0,5$ mm vernetzt. Das Profil wurde mit hexaedrischen Elementen mit $l_e = 0,25$ mm sehr fein vernetzt. Das Strangpresswerkzeug inklusive Matrize wurde als starr angenommen und daher nicht vernetzt. Die Wärmeenerzeugung aufgrund von Reibung und plastischer Verformung (90 % der Arbeit für die plastische Verformung wird in Wärme umgewandelt) sowie der Wärmeübergang zwischen Block, Einlauf, Schweißkammer, Tasche und dem Strangpresswerkzeug wurde berücksichtigt (Wärmeübergangskoeffizient $\alpha = 3000$ W/m²·K). Die Werkzeugtemperatur wurde als konstant mit $T_{\text{Werkzeug}} = 450$ °C angenommen. Die Reibung zwischen dem Aluminium und den Werkzeugen wurde mit $m = 1$ (Scherfaktor) angenommen, entsprechend den experimentellen und numerischen Ergebnissen von Kloppenborg et al. (2011). Die Aluminiumlegierung EN AW-6060 wurde als starr-viskoplastisches Material modelliert, wobei die Fließspannung als eine Funktion der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ und der absoluten Temperatur θ nach dem von Sellars und Tegart (1966) aufgestellten Modell erfolgt:

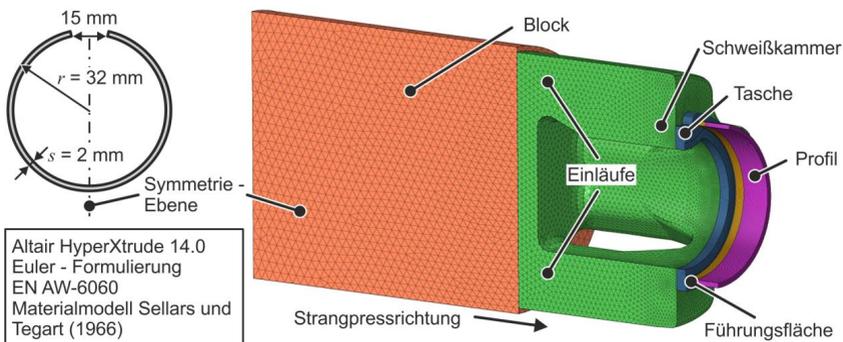
$$k_f = \frac{1}{\alpha_{\sinh}} \cdot \left[\left(\frac{\dot{\epsilon} \cdot e^{\frac{Q}{R \cdot \theta}}}{A_{\sinh}} \right)^{\frac{1}{n}} \right]. \quad (\text{B.1})$$

Dabei beschreiben α_{\sinh} und A_{\sinh} Materialkonstanten, Q ist die materialabhängige Aktivierungsenergie, R die universelle Gaskonstante und n der Verfestigungsexponent. Die individuellen Modellparameter wurden basierend auf den Ergebnissen von Schikorra (2006) gewählt. Die für die Simulationen verwendeten Parameter und die dazugehörigen Werte sind in **Tabelle B.1** aufgelistet.

Tabelle B.1: Parameter für die 3D FE-Analysen des Strangpressprozesses

Parameter	Wert
Blockwerkstoff	EN AW-6060
Werkzeugtemperatur	$T_{\text{Werkzeug}} = 450 \text{ °C}$
Wärmeübergangskoeffizient	$\alpha = 3000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$
Scherreibwert	$m = 1$
Reibkoeffizient (Führungsfläche)	$\mu = 0,3$
Materialmodell	Sellars und Tegart (1966)
Materialkonstante	$\alpha_{\text{sinh}} = 3,46 \cdot 10^{-8}$
Reziproker Dehnratenfaktor	$A_{\text{sinh}} = 5,91 \cdot 10^9$
Universelle Gaskonstante	$R_G = 8,314 \text{ J/mol}\cdot\text{K}$
Aktivierungsenergie	$Q = 1,44 \cdot 10^5 \text{ J/mol}$
Verfestigungsexponent	$n = 3,52$

In **Bild B.1** ist das vernetzte Simulationsmodell für das offene zylindrische Profil mit einer Wandstärke von $s_{\text{Profil}} = 2 \text{ mm}$ inklusive der einzelnen Komponenten Block, Einläufe, Schweißkammer, Tasche, Führungsflächen und Profil dargestellt. Aufgrund der Symmetrie konnte ein Halbmodell zur Reduzierung der Rechenzeit verwendet werden. Die gewählten Parameter führen zu einer guten Korrelation zwischen den simulierten und den experimentell ermittelten Kraft-Weg-Kurven für die offenen zylindrischen Profile. Die Abweichung der maximalen Presskraft lag bei allen untersuchten Pressverhältnissen unter 10 %. Eine gute Korrelation ist notwendig, da die Verschweißqualität in hohem Maße vom lokalen Druck, der Dehnung und der Fließspannung abhängt.

**Bild B.1:** Vernetztes Modell zur Simulation des Strangpressprozesses

Anhang C: Bestimmung des Grenzwerts der Verschweißqualität

Um einen Grenzwert für die Verschweißqualität zu bestimmen, bei der eine Verbindung zwischen den Spänen entsteht, die den Spannungen beim Austritt aus der Matrize standhalten kann, sodass ein fehlerfreies vollständig verschweißtes Profil entsteht, wurden Rundprofile mit einfachen Flachmatrizen hergestellt. Diese sind geeignet, um den Grenzwert für die Verschweißqualität zu bestimmen, der den genauen Übergang zwischen Prozessversagen und Prozesserfolg definiert. Die Versuche wurden auf einer 2,5 MN Strangpresse durchgeführt. Drehspäne einer Aluminium EN AW-6060 Legierung wurden zu Blöcken mit einem Durchmesser von $d_{\text{Block}} = 60$ mm und einer Länge von $l_{\text{Block}} = 90$ mm kompaktiert, die eine relative Dichte von 78 % aufwiesen. Die Blöcke wurden auf $T_{\text{Block}} = 550$ °C erhitzt und die Werkzeugtemperatur auf $T_{\text{Werkzeug}} = 450$ °C eingestellt. Rundprofile mit unterschiedlichem Durchmesser wurden hergestellt, um den Einfluss der Dehnung zu untersuchen (**Tabelle C.1**). Die Stempelgeschwindigkeit wurde in Abhängigkeit vom Pressverhältnis angepasst, um eine konstante Profilaustrittsgeschwindigkeit von 17 mm/s für alle Profile zu erreichen, sodass ein zusätzlicher Einfluss der Dehnrate ausgeschlossen werden kann.

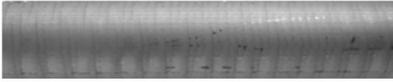
Tabelle C.1: Parameter zur Bestimmung der minimal erforderlichen Verschweißqualität für einen Prozesserfolg

Parameter	Wert			
Profildurchmesser in mm	12	16	24	27
Pressverhältnis R	30,25	17	7,6	6
Stempelgeschwindigkeit in mm/s	0,75	1	1,5	1,68

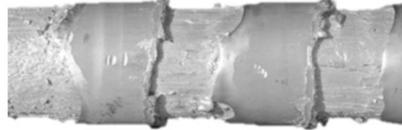
Die hergestellten Profile sind in **Bild C.1** dargestellt. Während das Pressverhältnis $R = 30,25$ zu einem Profil ohne sichtbare Fehler führt, führen alle Pressverhältnisse mit $R \leq 17$ zu Oberflächendelaminationen und damit zu einem Prozessversagen. Treten bei $R = 17$ die Delaminationen nur lokal auf, sind sie bei $R = 7,6$ regelmäßig mit konstantem Abstand zwischen den einzelnen Defekten vorhanden. Bei $R = 6$ erstrecken sich die Delaminationen über die gesamte Profillänge. Die Tiefe der Delaminierungen beträgt für alle Profile etwa 1 mm.

Um den Einfluss der Verschweißqualität zu isolieren, wurden die Normal- und Scherspannungen im kritischen Matrizenaustrittsbereich untersucht (**Bild C.2**). Aufgrund der konstanten Profilaustrittsgeschwindigkeit variieren die Spannungen mit zunehmender Strangpresskraft nur geringfügig. Während die Normalspannungen im Oberflächenbereich bei allen untersuchten Pressverhältnissen etwa 58 MPa betragen, steigen die Scherspannungen mit zunehmendem Pressverhältnis von 16 MPa auf etwa 24,7 MPa an.

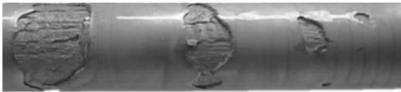
$d = 12 \text{ mm}, R = 30,25$



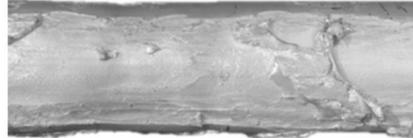
$d = 24 \text{ mm}, R = 7,6$



$d = 16 \text{ mm}, R = 17,7$



$d = 27 \text{ mm}, R = 6$



EN AW-6060 Späne; Flachwerkzeug
 $v_{\text{Stempel}} = \text{variiert}; T_{\text{Block}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}; T_{\text{Matrize}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$

Bild C.1: Einfluss des Pressverhältnisses auf den Prozesserfolg anhand des Auftretens von Oberflächendelaminationen

Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass das Prozessversagen bei Pressverhältnissen von $R \leq 17$ nicht allein auf die unterschiedlichen Spannungen am Matrizenaustritt zurückzuführen ist, da die geringeren Spannungen bei niedrigeren Pressverhältnissen einen Prozesserfolg begünstigen würden.

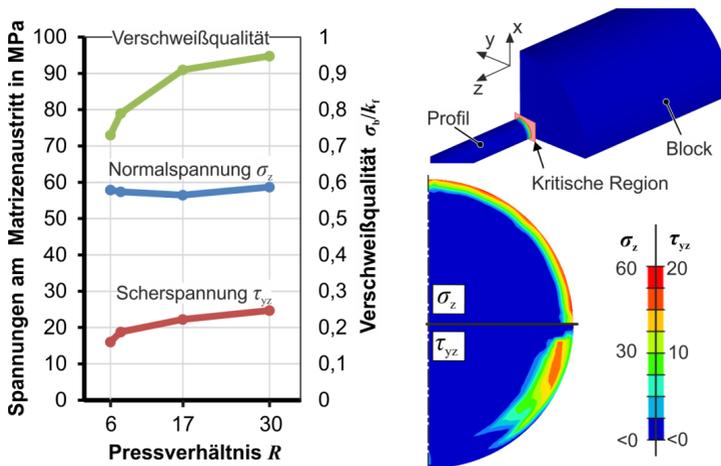


Bild C.2: Vergleich der Spannungen im kritischen Bereich des Matrizenaustritts (maximale Spannungen an der Oberfläche) und der berechneten Verschweißqualität für verschiedene Strangpressverhältnisse R (Konturplot für $R = 30,25$).

Nach Bild C.2 ist eine Verschweißqualität von mindestens 95 % erforderlich, um den gegebenen Spannungen am Austritt standzuhalten und einen Prozessserfolg zu gewährleisten.

Der erforderliche Grenzwert der Verschweißqualität ist vor allem von der Oxidmenge, die im Späneblock vorhanden ist abhängig. Die Oxidmenge wird dabei durch die Spanoberfläche und das Volumen der unbekannt Menge an gelöstem Sauerstoff in den Poren der Späneblöcke definiert. Folglich sollte der Grenzwert von 95 % der erforderlichen Verschweißqualität immer auch in Zusammenhang mit der Spanform und -größe sowie der Kompaktierungsstrategie bewertet werden.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name André Schulze
Geburtsdatum 05.05.1989
Geburtsort Dortmund
Staatsangehörigkeit Deutsch

Beruflicher Werdegang

11/2021 – heute
Abteilungsleiter – Massivumformung
Institut für Umformtechnik und Leichtbau, TU Dortmund
02/2016 – 10/2021
Wissenschaftlicher Mitarbeiter
Institut für Umformtechnik und Leichtbau, TU Dortmund

Akademische Ausbildung

01/2014 – 01/2016
Studium des Maschinenbaus
Technische Universität Dortmund
Vertiefungsrichtung: Werkstofftechnik/Werkstoffprüfung
Abschluss: Master of Science
10/2009 – 12/2013
Studium des Maschinenbaus
Technische Universität Dortmund
Vertiefungsrichtung: Werkstofftechnik/Werkstoffprüfung
Abschluss: Bachelor of Science

Zivildienst

09/2008 – 05/2009
Caritas Altenzentrum St. Ewaldi Dortmund-Aplerbeck

Schulische Ausbildung

08/1999 – 05/2008
Mallinckrodt-Gymnasium, Dortmund
Abschluss: Abitur

Aus der Dortmunder Umformtechnik sind im Shaker Verlag bisher erschienen:

- A. Adelhof: Komponenten einer flexiblen Fertigung beim Profiltrunden.
ISBN 3-86111-601-4
- G. Reil: Prozeßregelung numerisch gesteuerter Umformmaschinen mit Fuzzy Logic. ISBN 3-86111-862-9
- F. Maevus: Rechnerintegrierte Blechteilefertigung am Beispiel des Gesenkbiegens. ISBN 3-8265-0104-7
- R. Warstat: Optimierung der Produktqualität und Steigerung der Flexibilität beim CNC-Schwenkbiegen. ISBN 3-8265-1170-0
- H. Sulaiman: Erweiterung der Einsetzbarkeit von Gesenkbiegepressen durch die Entwicklung von Sonderwerkzeugen. ISBN 3-8265-1443-2
- Ch. Smatloch: Entwicklung eines numerisch einstellbaren Werkzeugsystems für das Tief- und Streckziehen. ISBN 3-8265-1465-3
- T. Straßmann: Prozeßführung für das Walzrunden auf der Basis Neuronaler Netze. ISBN 3-8265-1966-3
- L. Keßler: Simulation der Umformung organisch beschichteter Feinbleche und Verbundwerkstoffe mit der FEM. ISBN 3-8265-2256-7
- E. Szücs: Einsatz der Prozeßsimulation bei der Entwicklung eines neuen Umformverfahrens - der Hochdruckblechumformung. ISBN 3-8265-3119-1
- S. Chatti: Optimierung der Fertigungsgenauigkeit beim Profilibiegen.
ISBN 3-8265-3534-0
- F. Haase: Eigenspannungen an dünnwandigen Bauteilen und Schichtverbunden. ISBN 3-8265-4312-2
- N. Austerhoff: Integrierte Produkt- und Prozeßgestaltung für die Herstellung von Blechbiegeteilen. ISBN 3-8265-6613-0
- D. Arendes: Direkte Fertigung gerundeter Aluminiumprofile beim Strangpressen. ISBN 3-8265-6442-1
- R. Kolley: Finite-Element-Simulation wirkmedienbasierter Blechumformverfahren als Teil einer virtuellen Fertigung. ISBN 3-8265-6566-5
- T. Weidner: Untersuchungen zu Verfahren und Werkzeugsystemen der wirkmedienbasierten Blechumformung. ISBN 3-8265-6602-5
- W. Homberg: Untersuchungen zur Hochdruckblechumformung und deren Verfahrenskomponenten. ISBN 3-8265-8684-0

M. Rohleder: Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen im Produktentstehungsprozess von Blechformteilen. ISBN 3-8265-9977-2

V. Hellinger: Untersuchungen zur Methodik der Berechnung und Herstellung von leichten Stützkernverbunden. ISBN 3-8322-0104-1

A. Klaus: Verbesserung der Fertigungsgenauigkeit und der Prozesssicherheit des Rundens beim Strangpressen. ISBN 3-8322-0208-0

B. Heller: Halbanalytische Prozess-Simulation des Freibiegens von Fein- und Grobblechen. ISBN 3-8322-0923-9

A. Wellendorf: Untersuchungen zum konventionellen und wirkmedienbasierten Umformen von komplexen Feinstblechbauteilen. ISBN 3-8322-2435-1

C. Klimmek: Statistisch unterstützte Methodenplanung für die Hochdruck-Blechumformung. ISBN 3-8322-2994-9

R. Krux: Herstellung eigenschaftsoptimierter Bauteile mit der Hochdruck-Blechumformung und Analyse der induzierten Eigenspannungen. ISBN 3-8322-3551-5

S. Jadhav: Basic Investigations of the Incremental Sheet Metal Forming Process on a CNC Milling Machine. ISBN 3-8322-3732-1

C. Beerwald: Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung. ISBN 3-8322-4421-2

A. Brosius: Verfahren zur Ermittlung dehnratenabhängiger Fließkurven mittels elektromagnetischer Rohrumformung und iterativer Finite-Element-Analysen. ISBN 3-8322-4835-8

R. Ewers: Prozessauslegung und Optimierung des CNC-gesteuerten Formdrückens. ISBN 3-8322-5177-4

T. Langhammer: Untersuchungen zu neuen Konzepten für PKW-Kraftstoffbehälter. ISBN 3-8322-5300-9

M. Schikorra: Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens. ISBN 3-8322-5506-0

M. Schomäcker: Verbundstrangpressen von Aluminiumprofilen mit endlosen metallischen Verstärkungselementen. ISBN 978-3-8322-6039-2

N. Ridane: FEM-gestützte Prozessregelung des Freibiegens. ISBN 978-3-8322-7253-1

R. Shankar: Surface Reconstruction and Tool Path Strategies for Incremental Sheet Metal Forming. ISBN 978-3-8322-7314-9

- U. Dirksen: Testumgebung für Prozessregelungen zum Drei-Rollen-Profilbiegen mit virtuellem und realem Biegeprozess.
ISBN 978-3-8322-7673-7
- D. Risch: Energietransfer und Analyse der Einflussparameter der formgebundenen elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8322-8360-5
- M. Marré: Grundlagen der Prozessgestaltung für das Fügen durch Weiten mit Innenhochdruck. ISBN 978-3-8322-8361-2
- D. Becker: Strangpressen 3D-gekrümmter Leichtmetallprofile.
ISBN 978-3-8322-8488-6
- V. Psyk: Prozesskette Krümmen - Elektromagnetisch Komprimieren - Innenhochdruckumformen für Rohre und profilförmige Bauteile.
ISBN 978-3-8322-9026-9
- M. Trompeter: Hochdruckblechumformung großflächiger Blechformteile.
ISBN 978-3-8322-9080-1
- H. Karbasian: Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. ISBN 978-3-8322-9250-8
- M. J. Gösling: Metamodell unterstützte Simulation und Kompensation von Rückfederungen in der Blechumformung. ISBN 978-3-8322-9355-0
- H. Pham: Process Design for the Forming of Organically Coated Sheet Metal.
ISBN 978-3-8440-0309-3
- B. Rauscher: Formschlüssig verbundene Metall-Kunststoff-Hybridbauteile durch Integration von Blechumformung und Spritzgießen.
ISBN 978-3-8440-0655-1
- T. Cwiekala: Entwicklung einer Simulationsmethode zur zeiteffizienten Berechnung von Tiefziehprozessen.
ISBN 978-3-8440-0701-5
- M. Hermes: Neue Verfahren zum rollenbasierten 3D-Biegen von Profilen.
ISBN 978-3-8440-0793-0
- N. Ben Khalifa: Strangpressen schraubenförmiger Profile am Beispiel von Schraubenrotoren.
ISBN 978-3-8440-0969-9
- J. Kolbe: Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe.
ISBN 978-3-8440-1353-5

L. Kwiatkowski: Engen dünnwandiger Rohre mittels dornlosen Drückens.
ISBN 978-3-8440-1381-8

T. Kloppenborg: Analyse- und Optimierungsmethoden für das
Verbundstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-1384-9

A. Schuster: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften.
ISBN 978-3-8440-1581-2

A. Jäger: Strangpressen von Aluminiumprofilen mit prozessintegrierter
umformtechnischer Weiterverarbeitung.
ISBN 978-3-8440-1654-3

M. M. Hussain: Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and
Modeling.
ISBN 978-3-8440-2041-0

M. S. Aydın: Efficient Parameter Characterization for Hardening and Yield
Locus Models for Sheet Metals.
ISBN 978-3-8440-2118-9

A. Canpolat: Experimentelle und numerische Bewertung der
Fließortbestimmung mittels Kreuzzugversuch.
ISBN 978-3-8440-2126-4

V. Güley: Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion.
ISBN 978-3-8440-2476-0

D. Pietzka: Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren
Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden.
ISBN 978-3-8440-2538-5

M. Haase: Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with
Integrated Equal Channel Angular Pressing.
ISBN 978-3-8440-2571-2

Q. Yin: Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im
ebenen Torsionsversuch.
ISBN 978-3-8440-2839-3

C. Becker: Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen.
ISBN 978-3-8440-2947-5

R. Hölker: Additiv hergestellte Werkzeuge mit lokaler Innenkühlung zur
Produktivitätssteigerung beim Aluminium-Strangpressen.
ISBN 978-3-8440-3149-2

C. Weddeling: Electromagnetic Form-Fit Joining.
ISBN 978-3-8440-3405-9

A. Güner: In-situ stress analysis with X-ray diffraction for yield locus
Determination.
ISBN 978-3-8440-3414-1

A. Güzel: Microstructure Evolution during Thermomechanical Multi-Step
Processing of Extruded Aluminum Profiles.
ISBN 978-3-8440-3428-8

S. Hänisch: Verzugsanalyse kaltmassivumgeformter und wärmebehandelter
Bauteile.
ISBN 978-3-8440-3761-6

A. Foydl: Strangpressen partiell verstärkter Aluminiumprofile.
ISBN 978-3-8440-3875-0

A. Weinrich Mora: Das Freibiegen mit inkrementeller Spannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-4221-4

S. Cai: Tailored and double-direction pressure distributions for vaporizing-foil
Forming.
ISBN 978-3-8440-4255-9

G. Sebastiani: Erweiterung der Prozessgrenzen inkrementeller Blechumform-
verfahren mittels flexibler Werkzeuge.
ISBN 978-3-8440-4359-4

C. Pleul: Das Labor als Lehr-Lern-Umgebung in der Umformtechnik.
Entwicklungsstrategie und hochschuldidaktisches Modell.
ISBN 978-3-8440-4569-7

H. Hassan: Springback in deep drawing – Accurate prediction and reduction.
ISBN 978-3-8440-4924-4

L. Chen: An Investigation of Failure Mechanisms in Forming of Monolithic and
Composite Sheets.
ISBN 978-3-8440-5168-1

L. Hiegemann: Glatzwalzen beschichteter Oberflächen.
ISBN 978-3-84440-5419-4

G. Georgiadis: Hot stamping of thin-walled steel components.
ISBN 978-3-8440-5435-4

S. P. Afonichev: Numerische Simulation der Umformung von
Sandwichblechen unter Berücksichtigung großer Krümmungen.
ISBN 978-3-8440-5471-2

- D. May: Globally Competent Engineers. Internationalisierung der Ingenieurausbildung am Beispiel der Produktionstechnik.
ISBN 978-3-8440-5615-0
- H. Chen: Granular medium-based tube press hardening.
ISBN 978-3-8440-5701-0
- G. Grzanic: Verfahrensentwicklung und Grundlagenuntersuchungen zum Inkrementellen Profilverfahren.
ISBN 978-3-8440-5889-5
- S. Alkas Yonan: Inkrementelle Kaltumformung von Thermoplasten.
ISBN 978-3-8404-6026-3
- P. Sieczkarek: Inkrementelle Blechmassivumformung.
ISBN 978-3-8440-6118-5
- S. Ossenkemper: Verbundfließpressen in konventionellen Fließpresswerkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6175-8
- K. Isik: Modelling and characterization of damage and fracture in sheet-bulk metal forming.
ISBN 978-3-8440-6278-6
- S. Gies: Thermische Spulenverluste bei der elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8440-6468-1
- C. H. Löbbgen, Brüggemann: Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6485-8
- J. Lueg-Althoff: Fügen von Rohren durch elektromagnetische Umformung – Magnetpulsschweißen.
ISBN 978-3-8440-6558-9
- C. Dahnke: Verbundstrangpressen adaptiver Leichtbaukomponenten aus Aluminium und Formgedächtnislegierungen.
ISBN 978-3-8440-6630-2
- O. K. Demir: New test and interpretation of electromagnetic forming limits of sheet metal.
ISBN 978-3-8440-6986-0
- M. Schwane: Entwicklung und Eigenschaften von Längspressnähten beim Aluminiumstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-6994-5

R. Meya: Schädigungskontrolliertes Blechbiegen mittels
Druckspannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-7510-6

O. Hering: Schädigung in der Kaltmassivumformung: Entwicklung,
Auswirkungen und Kontrolle.
ISBN 978-3-8440-7525-0

H. Traphöner: Erweiterung der Anwendungsgrenzen des ebenen
Torsionsversuchs.
ISBN 978-3-8440-7737-7

O. Napierala: Tiefzieh-Verbundfließpressen: Analyse, Bauteileigenschaften
und Potentiale.
ISBN 978-3-8440-7856-5

S. Wernicke: Inkrementelle Blechmassivumformung belastungsangepasster
Funktionsbauteile.
ISBN 978-3-8440-7980-7

D. Staupendahl: 3D Profile Bending with Five Controlled Degrees of Freedom.
ISBN 978-3-8440-8006-3

S. Heibel: Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle.
ISBN 978-3-8440-8269-2

F. Kolpak: Anisotropic Hardening in Cold Forging. Characterization,
Simulation and Consequences.
ISBN 978-3-8440-8519-8

T. Mennecart: In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten.
ISBN 978-3-8440-8566-2

S. Rosenthal: Umformung additiv gefertigter Bleche mit strukturiertem Kern.
ISBN 978-3-8440-8948-6

