

Dissertation



Maximilian Gruber

Equal-Channel Angular Pressing für industriell anwendbare Aluminiumblechwerkstoffe



47

Maschinenbau

Lehrstuhl für
Umformtechnik
und Gießereiwesen

*Schriftenreihe Umformtechnik
und Gießereiwesen*

Equal-Channel Angular Pressing für industriell anwendbare Aluminiumblechwerkstoffe

Maximilian Gruber

Vollständiger Abdruck der von der TUM School of Engineering and Design der Technischen Universität München zur Erlangung eines Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) genehmigten Dissertation.

Vorsitz: Prof. Dr.-Ing. Michael F. Zäh

Prüfende der Dissertation:

1. Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk
2. Prof. Dr.-Ing. Noomane Ben Khalifa
3. Prof. Dr.-Ing. habil. Martin Franz-Xaver Wagner

Die Dissertation wurde am 07.11.2023 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die TUM School of Engineering and Design am 18.03.2024 angenommen.

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

Impressum:

Copyright© 2024 der vorliegenden Ausgabe: Maximilian Gruber

Grafiken und Bilder, sofern nicht anders gekennzeichnet: Maximilian Gruber

Foto Cover: Maximilian Gruber

Das Werk einschließlich aller seiner Teile ist urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung ist ohne Zustimmung der Rechteinhaber unzulässig. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen sowie Speicherung und Verarbeitung mittels elektronischer Systeme. Sofern in diesem Buch eingetragene Warenzeichen, Handels- und Unternehmens- sowie Gebrauchsnamen genannt werden, gelten für sie die entsprechenden Schutzbestimmungen, auch wenn diese nicht speziell als solche gekennzeichnet sind.

Herausgeber: Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen (utg), TUM School of Engineering and Design, Technische Universität München

Layout und Gestaltung: utg

Umschlaggestaltung: Broy New Media

Umschlagabbildung: Maximilian Gruber

Druck und Bindung: KS Druck, Ebersberg

Verlegerische Betreuung:

Kollemosch Verlag & Kommunikation

Lutz Prauser

Hauptstr. 39

85656 Buch am Buchrain

ISSN: 2364-6942

ISBN: 978-3-911206-01-3

www.tum.de

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Arbeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München. Mein Dank gilt insbesondere meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk, Leiter des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München, für die große Freiheit bei der Bearbeitung meiner Projekte und für die Rückenstärkung, wenn doch mal etwas schiefging.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin F.-X. Wagner, Leiter des Lehrstuhls für Werkstoffwissenschaften der Technischen Universität Chemnitz, und Herrn Prof. Dr.-Ing. Noomane Ben-Khalifa, Leiter des Instituts für Produktionstechnik und –systeme der Leuphana Universität, danke ich für die Übernahme des Koreferats und Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael F. Zäh, Leiter des Instituts für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München, für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Die Ergebnisse dieser Dissertation basieren auf den Erkenntnissen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Kooperationsprojekts „Verbesserung der Hochgeschwindigkeitssuperplastizität (HSRS) bei Aluminiumwerkstoffen durch Equal Channel Angular Pressing (ECAP) von Blechhalbzeugen“. Bei Christian Illgen, meinem Projektpartner des Lehrstuhls für Werkstoffwissenschaft der Technischen Universität Chemnitz, möchte ich mich für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit bedanken. Weiterhin bin ich Philipp Frint für seine Unterstützung und die Ratschläge und die kupferfarbenen Kaltgetränke zu Dank verpflichtet. Bei den Messungen am DESY und der zugehörigen Auswertung wurde ich von unseren Kollegen vom FRMII Dr. Michael Hofmann, Dr. Joana Rebelo-Kornmeier und Dr. Weimin Gan unterstützt. Zudem konnte ich auf die Hilfe und Erfahrung von Dr. Emad Maawad vom Helmholtz-Zentrum Hereon zurückgreifen.

Den Kolleginnen und Kollegen sowie Studierenden des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, danke ich für die freundschaftliche und produktive Zusammenarbeit.

Anfangen möchte ich bei meinen vielen geschätzten Altkollegen, stellvertretend Tim Benkert und David Jocham, von denen ich unheimlich viel lernen durfte. Ich danke allen meinen Kolleginnen und Kollegen, mit denen ich fachlich und privat sehr viel erleben und teilen durfte.

Roman Norz, Daniel Maier, Lorenz Maier, Matthias Konrad Werner, Benedikt Kirchebner, Michael Ott, Lorenzo Scandola, Thomas Greß und Isabella Pätzold haben mich besonders lange begleitet. Ohne die Arbeiten meiner fleißigen Studierenden hätte ich weit weniger leisten und vor allem lernen können. Einige von Ihnen haben sogar mehr als eine Anstellung bei mir ausgehalten - Danke Philipp Leitner, Thomas Spörer, Yiheng Yang, Yiqun Liu, Maximilian Bustos-Seibert, Alexander Just, Cordula Steinbauer, Felix Lichte, Lukas Kornherr und Pascal Thiel. Weiterhin bedanke ich mich bei den Mitarbeitern unserer Werkstatt Marco Olbrich-Baier und Andreas Fuhrmann für die unzähligen Proben und Werkstattaufträge, sowie Corinna Sutter und Maria Schmuck für die große Hilfe im Labor. Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann danke ich für die Ratschläge und die wertvollen Diskussionen zu industrienahen Themen. Darüber hinaus möchte ich Dr.-Ing. Roland Golle, Florian Steinlehner, Stefanie Prauser, Marina Ziller, Brigitte Resch für die vielen organisatorischen Themen danken. Und natürlich herzlichen Dank an meine Freunde des Umformtrios, Matthias Eder und Simon Vitzthum. Ohne die beiden hätte ich diese Arbeit nicht geschafft und die Zeit am Lehrstuhl hätte nicht einmal halb so viel Spaß gemacht.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie. Fleiß und Durchhaltevermögen waren die Treiber meiner Zeit am utg und diese Tugenden verdanke ich meinen Eltern und Großeltern. Die größten Anstrengungen hat beim Anfertigen der Arbeit meine Frau Sigrun auf sich genommen. Nur durch ihren uneingeschränkten Rückhalt und die Unterstützung wurde die Dissertation und mein Werdegang möglich.

Pünktlich zur Geburt unserer kleinen Tochter Maja ist das Manuskript weitestgehend fertig geworden. Ihr widme ich diese Arbeit.

Kurzfassung

Der Werkstoff Aluminium stößt für manche, industrielle Anwendungen aufgrund zu geringer Festigkeit oder Umformbarkeit an seine Grenzen. Für beide Eigenschaften können Severe Plastic Deformation Verfahren (SPD-Verfahren) durch die Erzeugung einer feinkörnigen Mikrostruktur Abhilfe schaffen. Durch eine größere Korngrenzenfläche wird das Hindernis für Versetzungsbewegung erhöht. Der Hall-Petch-Beziehung entsprechend steigt damit bei Raumtemperatur die Festigkeit. Bei der Warmumformung helfen kleinere und globularere Körner, Mechanismen wie das Korngrenzengleiten zu verbessern und es resultiert eine höhere Dehnung und dementsprechend Umformbarkeit. Dies erlaubt die Umsetzung komplexer Produktdesigns und ermöglicht intelligenten Funktionsleichtbau. Die Problemstellung bei den SPD-Verfahren bildet dabei die Industrialisierung. Das für industrielle Anwendungen potenziell nützlichste Verfahren ist das Equal-Channel Angular Pressing (ECAP), das erstmals als Extrusionstechnik in einer russischen Patentschrift der 70er Jahre vorgestellt wurde. Beim konventionellen ECAP wird ein stangenförmiger Werkstoff mit quadratischem oder rundem Querschnitt durch einen starren, abgewinkelten Kanal gepresst. Zwischen Kanaleingang und -ausgang entsteht eine Scherzone, in der eine Scherverformung in das Material eingebracht und so die Kornfeinung erzielt wird. Während zum Einfluss verschiedener Prozessparameter auf die resultierende Mikrostruktur und deren Eigenschaften bereits umfangreiche Untersuchungen im Labormaßstab vorliegen, ist die potenzielle Anwendbarkeit des ECAP-Prozesses für den Einsatz im industriellen Maßstab noch Gegenstand aktueller Forschung. Das Design des in dieser Arbeit verwendeten ECAP-Werkzeugs erlaubt es, Blechwerkstoffe zu verarbeiten und bildet somit eine Basis, um wissenschaftliche Aktivitäten mit industriellem Interesse zu verknüpfen. Die vorliegende Dissertation beschäftigt sich mit der Analyse und Qualifizierung des ECAP-Prozesses für die Herstellung von Aluminiumblechen, die eine erhöhte Festigkeit und gute Umformbarkeit aufweisen und so für verschiedene Leichtbauanwendungen geeignet sind.

Abstract

For some industrial applications, aluminum has reached its limits due to its low strength or formability. For both properties, severe plastic deformation (SPD) processes can provide a remedy by creating a fine-grained microstructure. A larger grain boundary area increases the obstacle to dislocation movement. According to the Hall-Petch relationship, this increases strength at room temperature. In hot forming, smaller and more globular grains help to improve mechanisms such as grain boundary sliding, resulting in higher elongation and corresponding formability. This allows the implementation of complex product designs and enables intelligent lightweight construction. The problem with SPD processes is industrialization. The most potentially useful process for industrial applications is Equal-Channel Angular Pressing (ECAP), which was first introduced as an extrusion technique in a Russian patent specification in the 1970s. In conventional ECAP, a bar-shaped material with a square or round cross-section is pressed through a rigid, angled channel. A shear zone is created between the channel inlet and outlet, in which a shear deformation is generated in the material, thus achieving grain refinement. While extensive studies on the influence of various process parameters on the resulting microstructure and its properties are already available on a laboratory scale, the potential applicability of the ECAP process for use on an industrial scale is still the subject of current research. The design of the ECAP tool used in this work allows sheet metal materials to be processed and thus provides a basis for linking scientific activities with industrial interest. This dissertation deals with the analysis and qualification of the ECAP process for the production of aluminum sheets that exhibit increased strength and good formability, making them suitable for various lightweight applications.

Inhalt

Verzeichnis der Kurzzeichen	VIII
Verzeichnis der Abkürzungen	X
Publikationen	XIV
Betreute Studienarbeiten	XVII
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung	3
2.1 Gewinnung, Verarbeitung und Einsatzgebiete von Aluminiumlegierungen.....	3
2.2 Eigenschaften von Aluminiumlegierungen	4
2.2.1 Werkstofftechnische Grundlagen.....	4
2.2.2 Thermische Behandlung und Aluminiumwarmumformung.....	10
2.2.3 Einteilung der Aluminiumlegierungen	13
2.3 Equal-Channel Angular Pressing (ECAP).....	16
2.3.1 Prinzip des ECAP	16
2.3.2 ECAP von Aluminiumlegierungen	19
2.3.3 ECAP für Blechwerkstoffe	21
2.4 Fazit	23
3 Problemstellung, Zielsetzung und Vorgehen	25
3.1 Problemstellung und Zielsetzung	25
3.2 Vorgehen.....	25
4 Messmethoden, Charakterisierungsversuche und Werkstoff	27
4.1 Messmethoden	27
4.1.1 Optische Temperaturmessung.....	27
4.1.2 Optische Dehnungsmessung	28
4.1.3 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) und Wärmebehandlung	29
4.1.4 Mikroskopie	30
4.1.5 Elektronenrückstreubeugung (EBSD).....	30

4.2	Experimente zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften	31
4.2.1	Zugversuch	31
4.2.2	Zugversuch bei erhöhter Temperatur	32
4.2.3	Hydraulischer Tiefungsversuch.....	41
4.2.4	Miyauchi-Test.....	42
4.2.5	Schichtstauchversuch	43
4.2.6	MUC-Test.....	44
4.2.7	Push-out-Test.....	45
4.2.8	Mikrohärteprüfung	46
4.2.9	In-situ-Röntgenbeugung mit Synchrotronstrahlung.....	46
4.3	Untersuchter Werkstoff.....	52
5	Numerische Untersuchung des Blech-ECAP	57
5.1	Modellierung des Blech-ECAP	57
5.1.1	Modellierung und Validierung des Fließverhaltens	57
5.1.2	Modellierung des Bruchverhaltens.....	61
5.1.3	Aufbau, Auswertung und Sensitivitätsanalyse der Simulation	63
5.1.4	Ermittlung des Reibwerts	67
5.2	Bewertung der Blech-ECAP Simulation.....	72
5.3	Prozessverbesserung durch gezielte Spannungsüberlagerung	74
5.4	Numerische Analyse kumulativer ECAP-Pässe.....	77
6	Experimentelle Untersuchungen des Blech-ECAP.....	81
6.1	Implementierung eines Gegendrucks beim Blech-ECAP	81
6.2	Einfluss des Gegendrucks	83
6.3	Untersuchung gezielter Wärmebehandlungen	88
6.3.1	Homogenisierung	88
6.3.2	Durchführung höherer Anzahl an ECAP-Pässen	89
6.3.3	Rekristallisation.....	91
7	Analyse der Werkstoffeigenschaften der ECAP-Halbzeuge	95
7.1	Untersuchungen des ECAP-Werkstoffs bei Raumtemperatur	95

7.1.1	Makromechanische Eigenschaften.....	95
7.1.2	Mikromechanische Eigenschaften	98
7.2	Untersuchungen des ECAP-Werkstoffs bei erhöhten Temperaturen	104
7.2.1	Makromechanische Eigenschaften.....	104
7.2.2	Mikromechanische Eigenschaften	105
7.2.3	Untersuchung des Bruchverhaltens.....	110
8	Anwendungsfelder hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften	113
9	Zusammenfassung und Ausblick.....	119
9.1	Zusammenfassung der Forschungsergebnisse	119
9.2	Ausblick.....	121
A.	Abbildungsverzeichnis.....	123
B.	Tabellenverzeichnis.....	131
C.	Literatur.....	132
D.	Anhang.....	148

Verzeichnis der Kurzzeichen

Formelzeichen	Bedeutung
α	Gitterkonstante
A	aktuelle Querschnittfläche der Probe
A_0	Anfangsquerschnittfläche der Probe
A_t	Bruchdehnung
A_g	Gleichmaßdehnung
β	Integralbreite
b	Burgersvektor
d_{hkl}	Atomgitterabstand
d	Korngröße
D	Domänengröße
DEC_{hkl}	elastische Diffraktionskonstanten
ε	technische Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	technische Dehnrate
ε_{hkl}	Gitterdehnung
E	Elastizitätsmodul
I_0	Peakhöhe
I_{\max}	Peakmaximum
k	Korngrenzenwiderstand
K	Williamson-Smallman-Konstante
l	aktuelle Länge der Probe
l_0	Anfangsmesslänge der Probe
Δl	Streckung/Verlängerung
λ	Wellenlänge
m_L	Lorentz-Anteil

Formelzeichen	Bedeutung
θ	Einfallswinkel
θ_0	Peakposition
θ_T	Temperatur
P	Peakbreite
φ	wahre Dehnung/ Umformgrad
φ_v	plastische Vergleichsdehnung
Φ	Kanalwinkel am Innenradius
s	Beugungsabstand
r	Kanalinnenradius
R	Kanalaußenradius
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit
ρ	Versetzungsdichte
σ_0	Startspannung für Versetzungsbewegung
σ_t	technische Spannung
σ_w	wahre Spannung
σ_y	Streckgrenze
T	Taylor-Quinney-Koeffizient

Verzeichnis der Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AA	Aluminum Alloy
Al	Aluminium
Aramis	optisches Messsystem der Firma GOM mbh
ARB	Accumulative Roll Bonding
AZ	Ausgangszustand
BG	Background
BUP	Blechumformprüfmaschine
CAD	Computer Aided Design
CAN	Controller Area Network
CFK	Carbonfaserverstärkter Kunststoff
Cu	Kupfer
DESY	Deutsches Elektronensynchrotron
DIC	Digital Image Correlation
DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Differential Scanning Calorimetry
DRX	Dynamische Rekristallisation
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
ECAP	Equal-Channel Angular Pressing
ECASD	Equal-Channel Angular Sheet Drawing
ECASE	Equal-Channel Angular Sheet Extrusion
ECAR	Equal-Channel Angular Rolling
ED	ECAP Direction
EN	Europäische Normen
endo	endotherm
exo	exotherm
Fe	Eisen
FEM	Finite-Elemente-Methode
FSP	Friction Stir Processing
F	Herstellungszustand
GD	Gegendruck

Abkürzung	Bedeutung
GFK	glasfaserverstärkter Kunststoff
GWKG	Großwinkelkorngrenzen
H1x	kaltverfestigt
H2x	kaltverfestigt und rückgeglüht
HPT	High Pressure Torsion
Hill	Fließort Hill48
HSR	Versuche mit hoher Dehnrates
HV	Härteprüfung nach Vickers
ISO	International Organization for Standardization
IPF	inverse Polfigur
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
KWKG	Kleinwinkelkorngrenze
LaB ₆	Lanthanhexaborid
LSR	Versuche mit niedriger Dehnrates
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
MUC-Test	Material-Under-Control-Test
ND	normal direction
O	geglüht
PCIe	Peripheral Component Interconnect Express
PETRA III	Positron Elektron Tandem Ring Anlage
PID	proportional integral derivative
PLC-Effekt	Portévin-Le-Châtelier-Effekt
R	Rekristallisation
Ref	Referenzzustand
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RT	Raumtemperatur
Si	Silicium

Abkürzung	Bedeutung
SPD	severe plastic deformation
SR	strain rate
T4	lösungsgeglüht und bei RT ausgelagert
T6	lösungsgeglüht und warmausgelagert
TA	Korntoleranzwinkel
TD	transverse direction
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
VDI	Verein Deutscher Ingenieure e.V.
W	lösungsgeglüht
WH	Williamson-Hall
Yld	Fließort Yield2000

Publikationen

Die nachfolgend aufgeführten Publikationen entstanden während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Technischen Universität München. Wesentliche Teile dieser Dissertation wurden unter meiner Autorenschaft und Ko-Autorenschaft bereits vorab als Zeitschriftenaufsätze oder Konferenzbeiträge veröffentlicht. Alle relevanten Vorveröffentlichungen sind entsprechend der gültigen Promotionsordnung gemeldet und deshalb nicht zwangsläufig im Detail einzeln referenziert. Vielmehr wurde bei der Referenzierung eigener Vorveröffentlichungen Wert auf Verständlichkeit und inhaltlichen Bezug gelegt.

BUSTOS SEIBERT, M., G.A. MAZZEI CAPOTE, M. GRUBER, W. VOLK und T.A. OSSWALD, 2022. Manufacturing of a PET Filament from Recycled Material for Material Extrusion (MEX) [online]. *Recycling*, **7**(5), 69. Recycling. Verfügbar unter: doi:10.3390/recycling7050069

EDER, M., M. GRUBER, N. MANOPULO und W. VOLK, 2021. Potentials for material card validation using an innovative tool [online]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **1157**(1), 12067. ISSN 1757-899X. Verfügbar unter: doi:10.1088/1757-899X/1157/1/012067

EDER, M., M. GRUBER und W. VOLK, 2022. Validation of material models for sheet metals using new test equipment [online]. *International Journal of Material Forming*, **15**(5). ISSN 1960-6206. Verfügbar unter: doi:10.1007/s12289-022-01710-7

GREß, T., M. GRUBER, J. STAHL, S. WITTMANN, F. STEINLEHNER, V. GLÜCK NARDI, B. TONN und W. VOLK, 2020. Experimental and numerical investigations into the deformation and fracture behavior of intermetallics and base materials in as-cast Al-Cu compounds [online]. *Materials Today Communications*, **25**, 101278. ISSN 23524928. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.mtcomm.2020.101278

GRUBER, M., C. ILLGEN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER und W. VOLK, 2019. Numerical and Experimental Study on ECAP-Processing Parameters for Efficient Grain Refinement of AA5083 Sheet Metal [online]. *Key Engineering Materials*, **794**, 315-323. Key Engineering Materials. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.794.315

GRUBER, M., Y. YANG, C. ILLGEN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER und W. VOLK, 2021. Thermomechanical Analysis and Experimental Validation of ECAP for Aluminum Sheet Metal. In: G. DAEHN, J. CAO, B. KINSEY, E. TEKKAYA, A. VIVEK und Y. YOSHIDA, Hg. *Forming the Future*. Cham: Springer International Publishing, S. 1775-1790. ISBN 978-3-030-75380-1.

GRUBER, M., P. LEITNER, M. AUER, C. ILLGEN, P. FRINT, M.F. WAGNER und W. VOLK, 2022a. A Novel Method for the Determination of High Temperature FLCs of ECAP-Processed Aluminum AA5083 Sheet Metal [online]. *Key Engineering Materials*, **926**, 1039-1050. Key Engineering Materials. Verfügbar unter: doi:10.4028/p-w5x675

GRUBER, M., T. SPOERER, C. ILLGEN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER, P. LECHNER und W. VOLK, 2022. Effect of Equal-Channel Angular Pressing and Targeted Heat Treatment on Aluminum AA7075 Sheet Metal. Hg. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2022*. Cham: Springer International Publishing, S. 25-36. ISBN 978-3-030-92372-3.

GRUBER, M., C. ILLGEN, F. LICHTER, C. HARTMANN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER und W. VOLK, 2023. Establishing Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) for Sheet Metals by Using Backpressure: Manufacturing of High Strength Aluminum AA5083 Sheets. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. vol. 127, 3481–3495. Verfügbar unter: <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11692-8>.

GRUBER, M., S. VITZTHUM, R. NORZ, C. ILLGEN, W. GAN, E. MAAWAD, M. HOFMANN, M. BÖHME, P. FRINT, C. HARTMANN, M.F.-X. WAGNER und W. VOLK, 2024. In-situ synchrotron diffraction analysis of deformation mechanisms in an AA5083 sheet metal processed by modified equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*. vol. 903, 146646, Verfügbar unter: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146646>

HARTMANN, C., M. GRUBER, D. GÜNTHER, W. VOLK, V. KALCHSCHMID, K. ANGERER, S. ROTH, M. RÖSCH und A. HOHMANN, 2021. Aluminium schmelzen mit Windstrom: Potenzialstudie WindMelt. *Giesserei* (108), 50-54.

ILLGEN, C., B. BOHNE, M.F.-X. WAGNER, M. GRUBER, W. VOLK und P. FRINT, 2021. Facing the Issues of Sheet Metal Equal-Channel Angular Pressing: A Modified Approach Using Stacks to Produce Ultrafine-Grained High Ductility AA5083 Sheets [online]. *Advanced Engineering Materials*, **1**, 2100244. ISSN 14381656. Verfügbar unter: doi:10.1002/adem.202100244

ILLGEN, C., P. FRINT, M. GRUBER, W. VOLK und M.F.-X. WAGNER, 2020. Evolution of Grain Refinement in AA5083 Sheet Metal Processed by ECAP. In: A. TOMSETT, Hg. *Light Metals 2020*. Cham: Springer International Publishing, S. 362-369. ISBN 978-3-030-36407-6.

LECHNER, P., E. REBERGER, M. GRUBER, S. KAMMERLOHER, C. HARTMANN und W. VOLK, 2022. Localization of cavities in cast components via impulse excitation and a finite element analysis [online]. *Production Engineering*, **16**(6), 869-877. ISSN 0944-6524. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11740-022-01134-x

LOCKE, C., M. GUGGEMOS, M. GRUBER, L. MAIER, L. MAYR, T. WEIß, W. VOLK und D. GÜNTHER, 2023. Compound Casting of Aluminum with Sheet Steel in 3D Sand Casting Using an Inductive Heating System [online]. *Metals*, **13**(2), 354. Metals. Verfügbar unter: doi:10.3390/met13020354

OTT, M., P. HABERKERN, M. GRUBER, C. HARTMANN, T. RISCH, C. WUNDERLING, A. ALBERS und W. VOLK, 2021. Load-specific variant generation of bead cross sections in sheet metal components by unidirectional carbon fibre reinforcement [online]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **1157**(1), 12093. ISSN 1757-899X. Verfügbar unter: doi:10.1088/1757-899X/1157/1/012093

VITZTHUM, S., J. REBELO KORNMEIER, M. HOFMANN, M. GRUBER, E. MAAWAD, A.C. BATISTA, C. HARTMANN und W. VOLK, 2022. In-situ analysis of the thermoelastic effect and its relation to the onset of yielding of low carbon steel [online]. *Materials & Design*, **219**, 110753. ISSN 02613069. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2022.110753

VITZTHUM, S., J. REBELO-KORNMEIER, M. HOFMANN, M. GRUBER, R. NORZ, E. MAAWAD, J. MENDIGUREN und W. VOLK, 2022b. In-situ analysis of the elastic-plastic characteristics of high strength dual-phase steel [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **857**, 144097. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2022.144097

VITZTHUM, S., M. GRUBER, J. REBELO-KORNMEIER, M. HOFMANN und W. VOLK, 2022c. Experimental Investigation of Factors Influencing the Determination of the Onset of Yielding by Temperature Measurement [online]. *Key Engineering Materials*, **926**, 1021-1029. Key Engineering Materials. Verfügbar unter: doi:10.4028/p-mqac87

VOLK, W., M. GRUBER und R. NORZ, 2020. Prediction of limit strains during non-proportional load paths with a change in loading direction [online]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **967**(1), 12069. ISSN 1757-899X. Verfügbar unter: doi:10.1088/1757-899X/967/1/012069

Betreute Studienarbeiten

Die folgenden Studienarbeiten wurden im Rahmen der vorliegenden Dissertationsarbeit am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen (utg) der Technischen Universität München (TUM) angefertigt. Die Bearbeitung, Auswertung, Interpretation und Darstellung der Ergebnisse entstanden unter meiner wissenschaftlichen Anleitung. Ergebnisse der Studienarbeiten flossen zum Teil mit in diese Arbeit ein. An dieser Stelle sei ein aufrichtiges Dankeschön an alle betreuten Studierenden für ihren Beitrag zu diesem Forschungsprojekt gerichtet.

AUER, M., 2020, Experimentelle Untersuchung des Einflusses des Equal-channel Angular Pressings auf die temperaturabhängige Formänderungskurve von Aluminiumwerkstoffen, Semesterarbeit

FLEISCHER, M., 2019, Entwicklung eines intelligenten Werkzeugs zum Nachweis superplastischer Werkstoffeigenschaften, Bachelorarbeit

HAN, X., 2019, Konstruktion und simulative Auslegung eines Werkzeugs zur superplastischen Umformung von Aluminiumwerkstoffen, Semesterarbeit

KORNHERR, L., 2021, Untersuchung des Einflusses der Werkstoffmodellierung auf die numerische Prozessauslegung des Equal-Channel Angular Pressings von Blechwerkstoffen, Bachelorarbeit

LEITNER, P., 2018, Konstruktion und simulative Auslegung eines Werkzeugs zur superplastischen Umformung von Aluminiumwerkstoffen, Bachelorarbeit

LEITNER, P., 2020, Entwicklung eines Werkzeugs zum Nachweis der superplastischen Umformung, Semesterarbeit

LICHTE, F., 2020, Integration des ECAP in Serienprozesse der Halbzeugherstellung von Aluminiumblechen, Masterarbeit

LIU, Y., 2022, Einfluss des Equal-Channel Angular Pressings und gezielter Wärmebehandlung auf Aluminium AA5083 Blechwerkstoffe, Masterarbeit

SPOERER, T., 2020, Untersuchung des Einflusses gezielter Wärmebehandlungen und des Equal-channel Angular Pressings auf die mechanischen Eigenschaften von hochfesten Aluminiumlegierungen, Bachelorarbeit

SPOERER, T., 2022, Experimentelle Untersuchungen des Einflusses überlagerter Druckspannungen auf den Equal Channel Angular Pressing (ECAP) Prozess für Aluminiumblechwerkstoffe, Semesterarbeit

STEINBAUER, C., 2021. Numerische und experimentelle Untersuchung des Equal-channel Angular Pressings für Magnesiumbleche, Semesterarbeit

WITTMANN, S., 2020, Experimentelle Untersuchungen und Simulation der umformtechnischen Weiterverarbeitung gegossener Al-Cu-Hybride, Masterarbeit

YANG, C., 2020. Numerische und Experimentelle Untersuchung des Equal-Channel Angular Pressings, Semesterarbeit

YANG, Y., 2021, Thermomechanische Analyse und experimentelle Validierung des Equal-Channel Angular Pressings für Aluminiumblechwerkstoff AA5083, Semesterarbeit

YANG, Y., 2021, Vom Blech-ECAP (S-ECAP) zur industriellen Anwendung: Eine numerische und experimentelle Studie, Masterarbeit

1 Einleitung

Ist Leichtbau für die E-Mobilität überhaupt noch relevant? Diese Frage wird bereits seit Jahren diskutiert. Die Argumentation contra Leichtbau lautet dabei: Schwere Autos haben bei gleicher Geschwindigkeit mehr kinetische Energie und können deshalb durch Rekuperation auch mehr Energie zurückgewinnen (Schaal, 2020). Daher wären die hohen Kosten für Leichtbaumaßnahmen in elektrifizierten Fahrzeugen nicht zu rechtfertigen, zumal die Energiespeicherung die Kosten bereits sehr anheben. Rein analytisch steht dem allerdings entgegen, dass die Fahrzeugmasse in drei der vier Terme des Fahrwiderstands eingeht: den Beschleunigungs-, den Steigungs- und den Rollwiderstand (Doppelbauer, 2020). Lediglich der Luftwiderstand ist prinzipiell unabhängig von der Fahrzeugmasse. Dieser spielt aber bei geringeren Geschwindigkeiten, also vorwiegend im urbanen Raum, nur eine untergeordnete Rolle. Aktuelle praxisnahe Studien, beispielsweise von der Fraunhofer Gesellschaft oder der Firma EDAG, können mittlerweile belegen, dass Leichtbau für die Elektromobilität essenziell ist und zwar nicht nur aufgrund der Reichweiten- und Energiethematik (Henning et al., 2019; Köth, 2020). Als Stichworte seien unter anderem Verschleiß und Recycling genannt. Das wird im Rahmen dieser Arbeit im Stand der Forschung noch genauer beleuchtet. Unstreitbar ist auf jeden Fall, dass der Trend zur Elektromobilität nicht mehr aufzuhalten ist. Längst haben auch die etablierten Autohersteller erkannt, dass am batteriebetriebenen Auto *aktuell* kein Weg vorbeiführt. Und das wohl wichtigste Kriterium des Verbrauchers für den Umstieg auf ein Elektrofahrzeug ist die Reichweite, die, wie eben erläutert, mit der Fahrzeugmasse zusammenhängt.

Eine Möglichkeit, das Fahrzeuggewicht zu reduzieren, ist der Einsatz von Aluminium als Leichtbauwerkstoff in der Karosserie. Das Material gewinnt im Automobilbereich zunehmend an Bedeutung. In der Luft- und Raumfahrt ist es bereits seit Jahrzehnten Standardwerkstoff für viele Anwendungen (Friedrich, 2013). Bei der Qualifizierung eines Werkstoffes für Anwendungen im Mobilitätssektor werden noch immer vorwiegend Verbräuche im Nutzungszyklus des Produkts in den Fokus gerückt. „Ein Kilogramm Masse einsparen reduziert den Verbrauch um einen gewissen Betrag an kWh“, so die Denkweise der Automobiler – hier werden jedoch lediglich die kurzfristigen Kosten beachtet. Durch das zunehmende Klimabewusstsein in Gesellschaft und Politik stellt sich allerdings mehr und mehr die Frage, wie viel ein Produkt wirklich im gesamten Lebenszyklus verbraucht. Hierfür muss beispielsweise die Gewinnung, Verarbeitung und auch die Wiederaufbereitung der benötigten Ressourcen nach dem Nutzungszyklus bedacht werden. So ist die Gewinnung von Aluminium aus Bauxit zwar ein sehr energieintensiver Prozess, die Wiederverwendung durch Einschmelzen ist bei sortenreiner Trennung jedoch deutlich wirtschaftlicher als beispielsweise bei Stahl (Herrmann et al., 2018) und die

Wiederverwendung von faserverstärkten Werkstoffen (CFK oder GFK) ist zum Beispiel nur eingeschränkt möglich. Zudem ist Aluminium aufgrund der hohen Ermüdungsfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit langlebiger als Stahl oder der Leichtbauwerkstoff Magnesium. Eine Eigenschaft, bei der Aluminiumlegierungen im Karosseriebau nachteilig gegenüber Stählen sind, ist die Umformbarkeit. Viele Untersuchungen zeigen jedoch, dass die Umformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen bei erhöhten Temperaturen erheblich verbessert werden kann (Neugebauer et al., 2006). Ein aktuelles Beispiel liefert der Automobilhersteller Lucid Motors, der gemeinsam mit der Firma AP&T die komplette Karosserie des aktuellen Modells aus Aluminium produziert und dennoch im Crash-Test Euro-NCAP eine Fünf-Sterne-Bewertung erzielen konnte (Euro NCAP, 2022). Wesentliche Strukturbauteile sind dabei warmumgeformt und können durch die große Umformbarkeit einem intelligenten Design folgen (AP&T, 2022).

Um auch bei Raumtemperatur an die Vorteile neuer höchstfester Stahlsorten anzuknüpfen, muss bei Aluminium eine Festigkeitssteigerung erzielt werden. Dies lässt sich wissenschaftlich beispielsweise durch ein feineres Gefüge erzielen und wird beschrieben durch die sogenannte Hall-Petch-Beziehung (Armstrong et al., 1962). An diesen Aspekt knüpft die vorliegende Arbeit an. Verfahren zur hochgradig plastischen Verformung (engl. severe plastic deformation, SPD) sind aufgrund des Potenzials, diese notwendige Kornfeinung zu erreichen, zunächst in der Forschung sehr attraktiv geworden (Lowe und Valiev, 2004). Das für industrielle Anwendungen potenziell nützlichste SPD-Verfahren ist das Equal-Channel Angular Pressing (ECAP), das erstmals als Extrusionstechnik in einer russischen Patentschrift der 70er Jahre vorgestellt wurde (Segal, 1977). Beim konventionellen ECAP wird ein stangenförmiger Werkstoff mit quadratischem oder rundem Querschnitt durch einen starren, abgewinkelten Kanal gepresst. Zwischen Kanaleingang und -ausgang entsteht eine Scherzone, in der eine Scherverformung in das Material eingebracht und so die Kornfeinung erzielt wird. Während zum Einfluss verschiedener Prozessparameter auf die resultierende Mikrostruktur und deren Eigenschaften bereits umfangreiche Untersuchungen im Labormaßstab vorliegen, ist die potenzielle Anwendbarkeit des ECAP-Prozesses für den Einsatz im industriellen Maßstab noch Gegenstand aktueller Forschung. Neben den Laborproben wird das konventionelle ECAP für massive Stangen verwendet, die für den Einsatz in industriellen Leichtbauanwendungen ebenfalls nicht geeignet sind. Das Design des in dieser Arbeit verwendeten Werkzeugs erlaubt es bisher, Magnesiumblechwerkstoffe ab einer Blechdicke von 1,8 mm zu verarbeiten und bildet somit eine Basis, um wissenschaftliche Aktivitäten mit industriellem Interesse zu verknüpfen (Suh et al., 2015). Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Qualifizierung des Prozesses für die Herstellung von Aluminiumblechen, die eine erhöhte Festigkeit aufweisen und so für verschiedene Leichtbauanwendungen geeignet sind.

2 Stand der Forschung

Dieses Kapitel gibt einen Überblick zum aktuellen Stand der Forschung in den relevanten Themengebieten. Beginnend mit den Einsatzgebieten von Aluminiumwerkstoffen werden im Anschluss die für das Verständnis der Arbeit nötigen Grundlagen der Werkstofftechnik erläutert. Die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften basiert in dieser Arbeit auf dem ECAP-Prozess. Eine Übersicht über den aktuellen Forschungsstand und die im ECAP wirkenden Mechanismen wird am Ende des Kapitels gegeben.

2.1 Gewinnung, Verarbeitung und Einsatzgebiete von Aluminiumlegierungen

Allgemein wird Leichtbau in der Literatur aufgeteilt in Form- oder Funktionsleichtbau, Fertigungsleichtbau, Sparleichtbau und Stoffleichtbau (Klein, 2013). Offensichtlich relevant für diese Arbeit ist der Stoffleichtbau, bei dem die Verwendung von Werkstoffen mit höherer Festigkeit oder geringerer Dichte im Fokus stehen und Aluminium spielt dabei eine wesentliche Rolle. Aber auch beim Funktions- und Fertigungsleichtbau weist Aluminium Vorteile auf. Hinsichtlich des Fertigungsleichtbaus können für Aluminium verschiedenste Verarbeitungstechnologien der DIN 8580 Anwendung finden (DIN 8580, 2022). So werden die Umformverfahren in DIN 8582 beispielsweise in Kalt- und Warmumformung eingeteilt und bei der Aluminiumwarmumformung können hohe Dehnungen erzielt werden, die komplexe Strukturen und ein intelligentes Design ermöglichen (DIN 8582, 2003). Der Verbund Alumobility gibt beispielsweise an, die Gewichtskosten einer Karosserie durch den Einsatz von Aluminium und neuer Fertigungsverfahren im Bereich der Warmumformung um 40 % reduzieren zu können (Alumobility, 2021). Neben der Temperatur bietet auch die Geometrie des Halbzeugs eine Möglichkeit zur Einteilung. Es wird nach (DIN 8582, 2003) unterschieden in die Verarbeitung von massiven Rohteilen, Blechen und Profilen, wobei alle drei Geometrien für den Aluminiumleichtbau Anwendung finden. Ein Aspekt des Stoffleichtbaus ergibt sich beispielsweise durch die Substitution von Kupferwerkstoffen vor allem in Kabeln und Leitungen. (Meagher et al., 2019) zufolge sind aktuell in Automobilen 1 km Draht verbaut, die ein Gewicht von 50 kg ausmachen. Aluminium weist zwar verglichen mit Kupfer eine um circa ein Drittel niedrigere elektrische Leitfähigkeit auf, besitzt dafür jedoch weniger als ein Drittel der Dichte von Kupfer und bietet somit ein großes Potenzial zur Gewichtseinsparung nicht nur im Automobilssektor, sondern allgemein in elektrotechnischen Anwendungen.

Über den Leichtbau hinaus ist Aluminium unmagnetisch und kann daher verwendet werden, um empfindliche elektronische Geräte abzuschirmen (Ostermann, 2014). Die gute Korrosions-

beständigkeit ermöglicht allgemein eine hohe Qualität und Langlebigkeit von Aluminiumprodukten. Weitere wichtige Anwendungen finden sich in der Verpackungsindustrie, im Sportsektor, usw.

All die Vorteile, gepaart mit den zahlreichen Anwendungsmöglichkeiten, haben dazu geführt, dass Aluminium, nach Stahl, zum wichtigsten Industriemetall geworden ist. Dies spiegelt sich auch in den steigenden Zahlen der Primäraluminiumproduktion wider. Allein in den Jahren 2000 bis 2021 hat sich die weltweite Produktion von 25 (Ostermann, 2014) auf 68 Millionen (US Geological Survey, 2022) Tonnen fast verdreifacht. Allgemein ist die Herstellung von Primäraluminium allerdings sehr energieintensiv, da für die Schmelzflusselektrolyse enorme Mengen an Strom benötigt werden. Ungefähr 50 % der Erzeugungskosten entstehen alleine durch die Energiekosten der Elektrolyse (Milford, Allwood und Cullen, 2011; Haraldsson und Johansson, 2018). Sekundäraluminium kann durch Einschmelzen für den Bedarf der Gießereien nutzbar gemacht werden (Hartmann et al., 2021). Dabei wird durch die Verwendung von Sekundäraluminium bis zu 95 % weniger Energie benötigt als bei der Herstellung der gleichen Menge Primäraluminium (Gutowski et al., 2013). Dadurch ergibt sich das Potenzial, die Energie- und Kohlenstoffbilanz trotz des hohen Primärherstellungsverbrauchs deutlich in eine nachhaltige Richtung zu verbessern (Raabe et al., 2022). Zudem ist Aluminium bei sortenreiner Trennung ein unendlich recycelbares Material (Reck und Graedel, 2012). Da es in der Industrie allerdings in verschiedensten Legierungsformen verwendet wird, ist eine sortenreine Trennung sehr aufwändig und bei einer Vermischung der Legierungen kommt es zu einem Qualitätsverlust, dem sogenannten Downcycling (Koffler und Florin, 2013). Die weltweite Recycling-Effizienzrate von Aluminium liegt derzeit bei 76 % und setzt die Menge an recyceltem Aluminiumschrott ins Verhältnis zum verfügbaren Aluminiumschrott (International Aluminum Institute, 2020). Ein Sekundärkreislauf für Sammlung, Sortierung, Aufbereitung und Umschmelzung wird aktuell etabliert und macht den Werkstoff zunehmend umweltfreundlicher (Raabe et al., 2022).

2.2 Eigenschaften von Aluminiumlegierungen

2.2.1 Werkstofftechnische Grundlagen

Aluminium besitzt eine kubisch-flächenzentrierte Kristallstruktur (kfz), siehe Abbildung 2.1 (a). Die Elementarzelle bildet also einen Würfel, auf dessen Ecken jeweils ein Atom sitzt. Zudem befindet sich in jeder Flächenmitte ein weiteres Atom. Ein wesentliches Merkmal der Kristallgitter sind die Gleitsysteme. Diese bestehen einerseits aus Gleitebenen, das sind die Gitter-

ebenen mit der dichtesten Packungsdichte, auf denen die Gleitvorgänge stattfinden, und andererseits aus Gleitrichtungen, die auf der Gleitebene liegen. Gleitsysteme gewährleisten eine gute Umformbarkeit, da die Verschiebung der Gleitebenen für die Verformung entscheidend ist. Miller führte die so genannten hkl -Miller-Indizes ein, um Richtungen und Ebenen innerhalb der Kristallstruktur zu definieren (Miller, 1839). Ausgehend von einem Anfangskordinatensystem (x, y, z) kann eine Richtung oder Ebene durch die Schnittpunkte mit den Achsen beschrieben werden, siehe Gleitebene (111) in Abbildung 2.1 (a). Diese Gleitebene ist im kfz-Gitter eine Ebene dichtester Packung, verdeutlicht anhand der blauen Atome und in Abbildung 2.1 (b). Es ist festgelegt, dass die Einträge für h , k und l ganze Zahlen sein müssen. Zusammen mit der Gleitrichtungsfamilie $\langle 110 \rangle$ bildet die Gleitebenenfamilie $\{111\}$ das Gleitsystem des kfz-Gitters. (Gottstein, 2014)

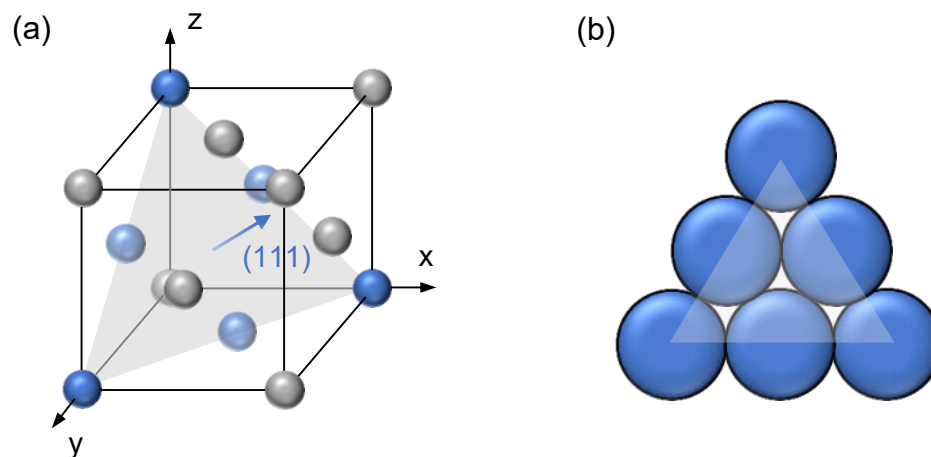


Abbildung 2.1: (a) Gitterstruktur des kubisch-flächenzentrierten Kristallaufbaus mit der Gleitebene (111) ; (b) die Gleitebene entspricht der Ebene dichtester Atompäckung.

Vom idealen Gitter, das regelmäßig aus Elementarzellen aufgebaut ist, weist das Gitter realer Kristalle zahlreiche Abweichungen auf. Man unterscheidet null-, ein-, zwei- und dreidimensionale Gitterfehler, siehe Abbildung 2.2 (Gottstein, 2014). Leerstellen und Fremdatome gehören zu den nulldimensionalen Punktfehlern, siehe Korn (a). Leerstellen sind freie Plätze im Gitter, die im idealen Gitter besetzt wären. Fremdatome können weiter unterteilt werden in Zwischengitteratome und Substitutionsatome. Zwischengitteratome befinden sich auf Plätzen, die im idealen Gitter nicht besetzt sind, und Substitutionsatome befinden sich auf Gitterplätzen, die im regulären Gitter von einer anderen Atomart besetzt sind. Versetzungen sind eindimensionale lineare Gitterfehler, also eine Aneinanderreihung von Punktfehlern, siehe Korn (b). Unterteilt werden diese Fehler in Abhängigkeit der Bewegungsrichtung in Stufen- und Schraubenversetzungen. Bei der Stufenversetzung ist eine Halbebene ins Gitter eingeschoben, wodurch Span-

nungen im Gitter entstehen. Der Burgersvektor gibt dabei die Länge und Verschiebungsrichtung der Versetzung an. Bei der Stufenversetzung läuft dieser Burgersvektor senkrecht zur Versetzungslinie. Bei einer Schraubenversetzung hingegen läuft er parallel zur Versetzung. Die Elementarzellen setzen sich in einer bestimmten Orientierung zusammen und bilden dabei die sogenannten Körner. Diese Körner unterscheiden sich in Größe, Orientierung und Form und bilden das Gefüge des Werkstoffs. Großwinkelkorngrenzen (GWKKG) trennen dabei die verschiedenen Körner des Gefüges voneinander, wobei innerhalb eines Kornes eine einheitliche Gitterorientierung vorherrscht und zwischen einzelnen Körnern ein Missorientierungswinkel von mindestens 15° vorliegt (Korn toleranzwinkel TA- 15° , engl. tilt angle). Korngrenzen gehören zu den zweidimensionalen Gitterfehlern. Kleinwinkelkorngrenzen (KWKKG) bilden sich durch die energetisch günstige Anordnung von Versetzungen, werden auch als Subkörner oder Substrukturen bezeichnet und gehören ebenfalls zu den zweidimensionalen Gitterfehlern, siehe Korn (c). Als dreidimensionale Gitterfehler gelten Poren und Einschlüsse (feste Fremdphasen, Dispersionspartikel), die größer sind als die Atome der Kristallgittermatrix, siehe Korn (b). Poren sind Hohlräume im Kristall, die mit Flüssigkeit oder auch Gas gefüllt sind. Wenn die Körner eines Gefüges durch die Walzrichtung eine bestimmte Ausrichtung besitzen, spricht man von einer Textur. Durch die Textur weist der Werkstoff eine Anisotropie auf, d. h. die mechanischen Eigenschaften eines Halbzeugs werden richtungsabhängig (Doege und Behrens, 2010). (Bargel und Schulze, 2012)

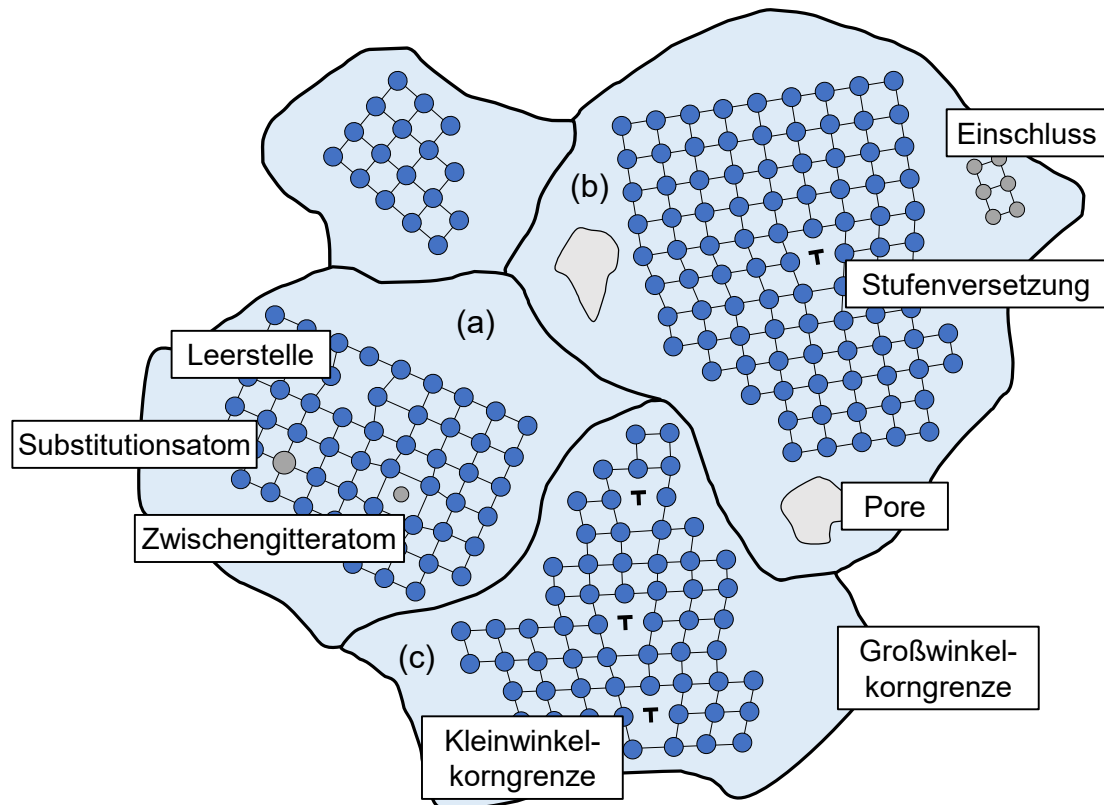


Abbildung 2.2: Gitterfehler realer Kristallgitter; (a) nulldimensionale Punktfehler; (b) eindimensionale Linienfehler und dreidimensionale Gitterfehler; (c) zweidimensionale Gitterfehler.

Interessanterweise sind genau die genannten Fehler verantwortlich für die industrielle Verarbeitbarkeit der metallischen Werkstoffe (Gottstein, 2014). So basiert die plastische Verformung beispielsweise auf der Bewegung von Versetzungen oder thermisch aktivierte Prozesse benötigen Leerstellen für Diffusionsmechanismen. Generell bedarf eine Verformung des Gitters so hohe Kräfte, dass das Maximum der atomaren Bindungskräfte überschritten und die Atombindungen gelöst werden können. Bei Gleitverformungen wirkt die Schubspannung τ . Kleine Schubspannungen führen lediglich zu Winkeländerungen des Gitters, die reversibel und somit elastisch ist. Sobald die Schubspannung einen kritischen Wert überschreitet, können die Atome in das Wirkungsfeld eines benachbarten Atoms der nächsten Gitterebene gelangen und sich so auf den nächsten Gitterplatz bewegen. Die plastische Verformung erfolgt also durch das Wandern der Versetzungen und die Verformung bleibt auch nach dem Verschwinden der Spannung im Gitter, siehe Abbildung 2.3 (a). Liegt kein plastisches Fließen vor, also eine rein elastische Belastung, findet dementsprechend keine Versetzungsbewegung statt (Gottstein, 2014). Die Bewegung von Versetzungen auf der Gleitebene wird Versetzungsgleiten genannt und ist in der Regel nur bis zu Korngrenzen oder anderen Gitterdefekten wie Ausscheidungsprodukten, anderen Versetzungen oder auch Punktfehlern möglich. An diesen Hindernissen können sich Versetzungen aufstauen, wenn beide Versetzungen von gleichem Vorzeichen sind und auf einer

Gleitebene liegen. Außerdem kann zu einer Versetzungsmultiplikation kommen. Grundlage hierfür können der Orowan-Mechanismus oder Frank-Read-Quellen sein. Nach Orowan werden Defekte abhängig von der Größe geschnitten oder umgangen (Orowan, 1934). Bei einer Frank-Read-Quelle beult eine Versetzung an zwei Hindernissen aus, wodurch neue Versetzungen entstehen (Frank und Read, 1950). Je größer die plastische Verformung ist, desto mehr Versetzungen werden also gebildet, wodurch die weitere Wanderung der Versetzungen behindert wird und eine zunehmende Verfestigung und zunehmende Versetzungsdichte die Folgen sind. Eine weitere Bewegung von Versetzungen stellt das Versetzungsklettern oder Kriechen dar, siehe Abbildung 2.3 (b). Dabei diffundieren Leerstellen zu verankerten Versetzungen, so dass die Versetzung das Hindernis umgehen kann. Indem sich die eingeschobene Halbebene verkleinert, bewegt sich die Versetzung senkrecht zur Gleitrichtung (Rösler, Harders und Bäcker, 2012). Da für diese Bewegung eine Leerstellendiffusion nötig ist, geht oft eine thermische Aktivierung beim Klettern von Versetzungen einher. Eine weitere Art des Kletterns ist bei der sogenannten Auslöschung oder Annihilation von Versetzungen möglich. Bei der Annihilation bewegen sich zwei Stufenversetzungen unterschiedlichen Vorzeichens durch Gleiten aufeinander zu und löschen sich so gegenseitig (Gottstein, 2014). Liegt dabei eine Leerstelle zwischen den Versetzungen bildet sich ein Dipol, siehe Abbildung 2.3 (c). Dieser weist eine niedrigere Energie als die gegenüberliegenden Versetzungen auf und ermöglicht das Klettern der Versetzungen um einen Gitterabstand, was zur Auslöschung führt (Gottstein, 2014). Plastische Umformung kann neben Versetzungsmechanismen auch durch Zwillingsbildung erreicht werden. Dazu werden die Atome parallel zur Zwillingssebene durch die anliegenden Schubspannungen oberhalb der Zwillingssebene um den Winkel 2α gekippt, siehe Abbildung 2.3 (d). Die Zwillingsbildung tritt vor allem auf, wenn der Werkstoff sehr hohen Formänderungsgeschwindigkeiten unterzogen wird, die nicht mehr durch Versetzungsbewegungen getragen werden können. Ein weiterer Faktor für das Auftreten des jeweiligen Mechanismus ist die Stapelfehlerenergie. Da diese bei Aluminium sehr hoch ist, neigt der Werkstoff eher zum Versetzungsgleiten als zur Zwillingsbildung (Ostermann, 2014). (Macherauch und Zoch, 2019)

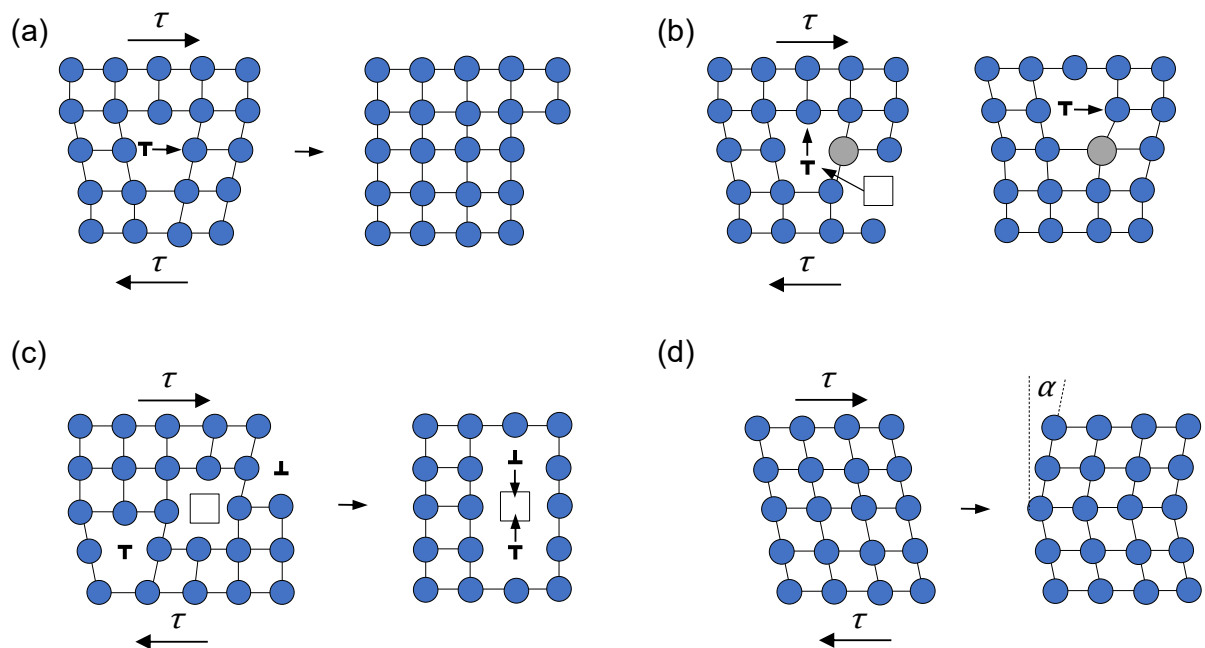


Abbildung 2.3: (a) Schubspannungen bedingen plastische Deformation auf Basis des Versetzungsgleitens; (b) Klettern einer Versetzung über ein Hindernis durch die Diffusion von Leerstellen nach (Rösler, Harders und Bäker, 2012); (c) Versetzungsannihilation bei der Dipolbildung nach (Gottstein, 2014); (d) Schubspannungen bedingen eine Zwillingsbildung.

Das Steigern der Festigkeit durch das Einbringen plastischer Deformation wird als *Kaltverfestigung* bezeichnet. Bei Aluminiumlegierungen können weitere Mechanismen eine Verfestigung erzielen. Die *Mischkristallhärtung* ist das Ergebnis des Ersetzens der in einem regelmäßigen Kristallgitter angeordneten Aluminiumatome durch Legierungsatome und der daraus resultierenden Verzerrung des Kristallgitters. Die Voraussetzung für diesen Effekt ist eine gegenseitige Löslichkeit der verschiedenen Elemente untereinander. Bei einigen Aluminiumlegierungen ist zur Erzielung der gewünschten Eigenschaften (z.B. Härte und Festigkeit) zusätzlich eine Nachbehandlung zur Aushärtung erforderlich. Diese sogenannte *Ausscheidungshärtung* beruht auf der Ausscheidung von Sekundärphasen in fein verteilter Form, so dass ein wirksames Hindernis für Versetzungsbewegungen entsteht. Bestimmte ausscheidbare Legierungselemente sind hierfür nötig, beispielsweise Kupfer oder Zink. Das Aushärten von Aluminiumlegierungen erfolgt in drei Schritten: Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern. (Ostermann, 2014; Macherauch und Zoch, 2019)

Ein für diese Arbeit wichtiger Mechanismus ist die *Korngrenzenverfestigung*, auch kurz als Kornfeinung bezeichnet. Beschrieben wird diese Beziehung durch die Hall-Petch-Gleichung

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}},$$

die den phänomenologischen Zusammenhang zwischen σ_y , der makroskopischen Streckgrenze, und σ_0 , der Startspannung für Versetzungsbewegung, ab einer Korngröße von circa 10 nm beschreibt (Pande und Cooper, 2009). Der Parameter k ist ein materialspezifischer Wert für den Korngrenzenwiderstand und d beschreibt die Korngröße. Eine kleinere Korngröße bedingt also eine höhere Streckgrenze und eng damit zusammenhängend auch die Festigkeit eines Werkstoffs (Hall, 1951; Petch, 1953; Armstrong et al., 1962). Basis für diesen Mechanismus bildet die Tatsache, dass auch Korngrenzen ein aktives Hindernis für Versetzungsbewegungen darstellen, welche sich daran aufstauen und multiplizieren.

2.2.2 Thermische Behandlung und Aluminiumwarmumformung

Eine plastische Verformung bedingt eine erhöhte Defektdichte im Werkstoff und so nimmt auch der Energiegehalt zu. Das bedeutet, dass der Zustand des Gefüges ein energetisches Ungleichgewicht besitzt, also thermodynamisch instabil ist. Bei thermisch aktivierten Prozessen neigt die im Gefüge gespeicherte Energie dazu, diese Defekte zu entfernen, um die freie Energie des Systems zu verringern. Die Energie kann durch Diffusionsmechanismen freigesetzt werden, wobei sich Versetzungen auslöschten und die Eigenschaften des Werkstoffes (z.B. Härte, Festigkeit, Verformbarkeit) in den Zustand des ungeformten Gefüges zurückbilden können. Diese Rückbildung der Eigenschaften nach der plastischen Verformung findet in drei Stufen statt: Kristallerholung, Rekristallisation und Kornwachstum (sekundäre Rekristallisation). (Bargel und Schulze, 2012)

Kristallerholung

Die Kristallerholung ist primär auf die zwei parallel auftretenden Effekte Ausheilung und Umlagerung zurückzuführen, siehe Abbildung 2.4. Beim Ausheilen diffundieren Zwischengitteratome in Leerstellen und für Versetzungen erfolgt eine Annihilation bei umgekehrten Vorzeichen, siehe Abbildung 2.4 (a). Beim Umlagern sortieren sich regellos verteilte Versetzungen durch thermische Aktivierung in einen energiegünstigen Zustand um und ordnen sich in regelmäßigen Reihen an, siehe Abbildung 2.4 (b). Es werden dabei keine Versetzungen abgebaut. Innerhalb der Körner bilden sich KWKG, die häufig polygonale Flächen umschließen, weshalb dieser Vorgang auch als Polygonisation bezeichnet wird. Da keine Neubildungen von Körnern oder Veränderungen der Kornstruktur, also GWKG, während der Erholung auftreten, erfolgt eine Verbesserung vorwiegend für physikalische Eigenschaften. Die Änderung der mechanischen Eigenschaften hängt vom Maß der vorher eingebrachten Schädigung ab, also z.B. der Anzahl an Leerstellen oder Versetzungen. (Bargel und Schulze, 2012)

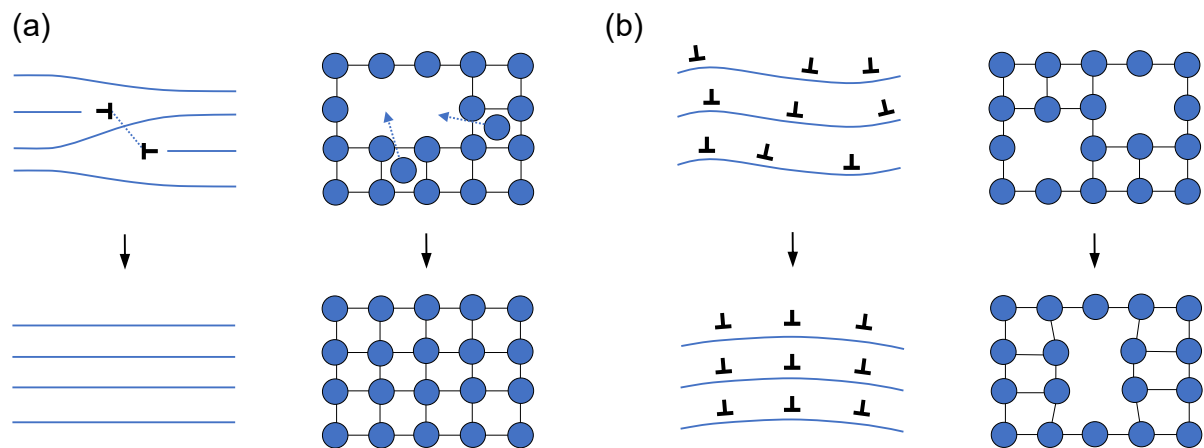


Abbildung 2.4: Möglichkeiten der Erholung nach (Bargel und Schulze, 2012); (a) Ausheilung und (b) Umlagerung.

Rekristallisation

Wenn die Temperatur bei der Erholung weiter erhöht wird, kommt es zur Rekristallisation des verformten Gefüges, bei der im Gegensatz zur Erholung neue versetzungsarme Körner gebildet werden. Abbildung 2.5 zeigt schematisch den Rekristallisationsprozess. Die in Versetzungen gespeicherte Verzerrungsenergie gilt hierbei als die treibende Kraft für die primäre Rekristallisation. Die Gebiete im Gefüge mit großer Versetzungsdichte dienen somit als Quelle der Keimbildung, welche aus energetischen Gründen vorwiegend an Korngrenzen stattfindet. Die Korngröße, Kornform und Korngrenzen des rekristallisierten Gefüges unterscheiden sich daher vom deformierten Gefüge. Gitterfehler, wie Leerstellen und Versetzungen, die während der Verformung entstehen, werden durch die Rekristallisation beseitigt, so dass sich die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs ändern. Mit noch höheren Temperaturen oder längeren Haltezeiten können die primär rekristallisierten Körner weiterwachsen. Dies wird als sekundäre Rekristallisation bezeichnet und kann zu einem Rückgang der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes führen. Bei der gezielten Rekristallisation deformierter Werkstoff ist daher auf eine genaue Prozessführung zu achten. Die Kristallerholung beginnt unmittelbar nach der Wärmezufuhr, wohingegen die Rekristallisation eine Inkubationszeit benötigt. (Humphreys und Hatherly, 2004; Gottstein, 2014)

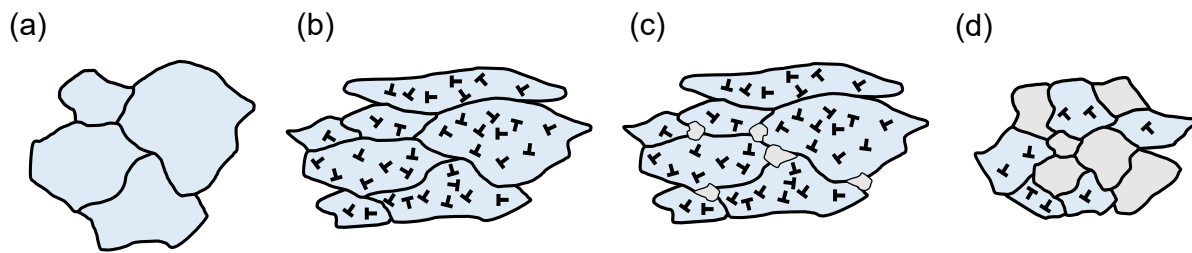


Abbildung 2.5: Ablauf der Rekristallisation nach (Maier, Niendorf und Bürgel, 2019); (a) weichgeglühtes Gefüge; (b) deformiertes Gefüge; (c) Keimbildung; (d) Wachstum neuer versetzungsfreier Körner.

Folgende Gesetzmäßigkeiten wurden von (Humphreys und Hatherly, 2004) für die Rekristallisation von einphasigen Werkstoffen zusammengefasst:

- Ein minimales Maß an Deformation wird benötigt, um Rekristallisation zu initiieren.
- Die Rekristallisationstemperatur nimmt mit zunehmender Glühdauer ab.
- Die Rekristallisationstemperatur nimmt mit zunehmender Deformation ab.
- Die rekristallisierte Korngröße hängt von der Deformation ab und ist kleiner bei großen Deformationen.
- Bei einer gegebenen Deformation erhöht sich die Rekristallisationstemperatur durch größere Startkorngrößen und erhöhte Umformtemperaturen.

Eine Sonderform der Rekristallisation, die während Umformprozessen abläuft, ist die dynamische Rekristallisation (DRX). Dabei ist der Grenzwert, ab welchem die DRX auftritt, von der Fließspannung abhängig. Im Allgemeinen wird die DRX in diskontinuierliche, kontinuierliche und geometrische Rekristallisation unterteilt, wobei die kontinuierliche Rekristallisation die häufigste Variante darstellt (Huang und Logé, 2016). Detaillierte Übersichten zur DRX sind in den Review-Artikeln von (Lv et al., 2020) und (Doherty et al., 1998) aufgeführt. Wichtig für diese Arbeit sind die Informationen, dass die DRX bei einer Erhöhung der Temperatur oder bei Verringerung der Dehnrate stärker aktiviert wird und bei niedrigeren Temperaturen beginnt als es bei der statischen Rekristallisation der Fall ist. Die dynamische Rekristallisation setzt bei einer kritischen Dehnung ein, die ungefähr mit dem Spannungsmaximum der Fließkurve zusammenfällt (Gottstein, 2014).

Aluminiumwarmumformung

Bei der Warmumformung von Aluminium nimmt die Duktilität des Werkstoffs stark zu, was die Technologie zur Herstellung komplexer Geometrie befähigt. Ab einer Temperatur von circa 100 °C nehmen Diffusionsprozesse zu und ein Wechsel vom Versetzungsgleiten hin zum Klettern von Versetzungen, also dem Versetzungskriechen, kann beobachtet werden (Maier, Nien-dorf und Bürgel, 2019; Ostermann, 2014). Zudem bedingt die erhöhte Temperatur Instabilitäten von Ausscheidungen, was wiederum Kriechvorgänge und dynamische Entfestigungsprozesse in Gang setzt, die die Fließspannung herabsenken und die Umformbarkeit erhöhen. Ab circa 300 °C setzen dynamische Rekristallisation und Selbstdiffusion ein (Ostermann, 2014). Es kann der Mechanismus des Korngrenzengleitens beobachtet werden, bei dem durch ein „Abrollen“ der Körner aneinander eine lokale Einschnürung unterbunden wird (Langdon, 1982). Die Körner bleiben dabei stabil und behalten ihre Form im Gegensatz zu uniaxialen Deformationen mit einer länglichen Verformung der Körner, bei der Versetzungsbewegung der vorwiegende Deformationsmechanismus ist (Mukherjee, 1979). Der Mechanismus des Korngrenzengleitens ist maßgeblich für die sogenannte Superplastizität. Superplastische Deformation beschreibt die Eigenschaft eines Werkstoffs, bei erhöhten Temperaturen und geringen Dehnraten sehr große Dehnungen zu erreichen. Voraussetzungen dafür sind nach (Langdon, 1982) Korngrößen im Bereich von unter 10 µm, Temperaturen über 0,5 der Schmelztemperatur T_s und je nach Legierung Dehnraten langsamer als circa 10^{-4} s^{-1} . Durch die geringen Dehnraten benötigen Bauteile Umformzeiten bis zu 20 min (Barnes, 1999). Diese langen Umformzeiten sind für die Produktion von Kleinserteilen, beispielsweise in der Luft- und Raumfahrtindustrie, oder bei der Bauteilherstellung für teure Automobile akzeptabel, aber sie sind für die Massenproduktion von kostengünstigen Komponenten nicht kommerziell nutzbar. Eine Reduzierung der Korngröße beschleunigt nachweislich die superplastische Umformung (Kawasaki und Langdon, 2007).

2.2.3 Einteilung der Aluminiumlegierungen

Unter dem Begriff Aluminium werden in der Werkstofftechnik Reinaluminium und Aluminiumlegierungen zusammengefasst. Die Aluminiumlegierungen sind in zwei Gruppen eingeteilt, die Knet- und die Gusslegierungen. Aluminium-Knetlegierungen eignen sich im Vergleich zu Gusslegierungen besser für Umformprozesse, die bei Gusslegierungen nicht oder nur mit sehr großem Aufwand möglich sind. Daher ist der Einsatz von Aluminium-Knetlegierungen im Automobilbau aufgrund der besseren Umformbarkeit von größerer Bedeutung. Die Einteilung und Benennung von Aluminium erfolgt anhand der Legierungselemente in der Norm (DIN EN

573-1, 2005), siehe Tabelle 1. Die erste Ziffer der Legierungsbezeichnung gibt das Hauptlegierungselement an, mit dem das Rohaluminium legiert wurde. Durch die Anzahl der Ziffern wird unterschieden, ob es sich um eine Knet- (vierstellig) oder Gusslegierung (dreistellig) handelt. Weiter wird auf Basis der Verfestigungsmechanismen in zwei Gruppen unterteilt, die aushärtbaren und die naturharten Legierungen. (Ostermann, 2014)

Tabelle 1: Bezeichnung der Aluminiumlegierungen nach (DIN EN 573-1, 2005; Ostermann, 2014).

Bezeichnung	Elemente	Verfestigung
1000	Al	naturhart
2000	Al Cu	aushärtbar
3000	Al Mn	naturhart
4000	Al Si	naturhart & aushärtbar
5000	Al Mg	naturhart
6000	Al Mg Si	aushärtbar
7000	Al Zn	aushärtbar
8000	Sonstige	aushärtbar

Die Eigenschaften der Aluminiumlegierungen unterscheiden sich je nach Legierungselement und den weiteren Verarbeitungsschritten. Kupfer (Cu) bildet mit Aluminium eine θ -Phase, die im Werkstoff die Härte und Festigkeit anhebt. Da Reinaluminium sehr niedrige Festigkeiten aufweist, war die Zulegierung von Cu historisch gesehen einer der ersten Schritte zur Etablierung von Aluminium als Konstruktionswerkstoff. Silicium (Si) verbessert beispielsweise die Verschleißbeständigkeit oder die Fließeigenschaften und ist somit für Gusslegierungen geeignet. Eisen (Fe) liegt bedingt aus der Primäraluminiumherstellung aus Bauxit prinzipiell mit einem Gehalt von 0,07 – 0,1 % in Aluminium vor (Wagstaff, 2018). Liegt Si als Legierungselement vor, bilden sich mit dem Fe-Gehalt intermetallische Phasen: Die hexagonale α -Phase ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) und die orthorhombische β -Phase (Al_5FeSi) (Kral, 2005). Wenn Magnesium (Mg) zusammen mit Si vorhanden ist, kann sich zudem je nach Si-Gehalt eine sogenannte π -Phase bilden ($\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$) (Yan, Song und Shi, 2020). Die Bildung dieser intermetallischen π -Phase beginnt ab einem kritischen Fe-Gehalt und steigt mit zunehmendem Fe-Gehalt, was vor allem die Legierungen der 6000er Serie durch den Si-Gehalt anfällig für *Downcycling* macht. Bei naturharten Aluminiumlegierungen verändern sich die Werkstoffeigenschaften rein durch die Legierungselemente ohne Ausscheidungsprozesse. Die Elemente Mangan (Mn) und Magnesium (Mg) erhöhen die Streckgrenze und Festigkeit der Aluminiumlegierung basierend auf der Mischkristallhärtung. Mangan wird zudem in der Halbzeugherstellung durch eine feine Ausscheidungsdispersion zur Einstellung verschiedener Gefügeeigenschaften verwendet und bildet die Basis für eine hohe Duktilität und thermische Beständigkeit, die in der Verpackungs-

und Lebensmittelindustrie wichtig ist. Ein weiterer Vorteil, den die Legierung von Aluminium mit Mg mit sich bringt, ist eine Verringerung der Dichte und so die Verbesserung der Leichtbaueigenschaften. (Ostermann, 2014)

Je nachdem, ob die Legierung naturhart oder ausscheidungshärtbar ist, werden verschiedene Werkstoffzustände nach (DIN EN 515, 2017) unterschieden, siehe Tabelle 2. Die aushärtbaren Legierungen werden für den Verfestigungsmechanismus der Ausscheidungshärtung dreistufig behandelt und die Zustandsbezeichnung bezieht sich dabei vorwiegend auf diese Behandlung (Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2007):

- Lösungsglühen: Bei ca. 450 bis 550 °C werden die Legierungselemente im Aluminiumkristall gelöst.
- Abschrecken: Durch die rasche Abkühlung werden Diffusionsprozesse und somit die Bildung von Ausscheidungen unterbunden. Die Legierungselemente bleiben im Kristall verteilt und liegen in einem übersättigten Zustand vor.
- Auslagern: Es bilden sich feinverteilte Ausscheidungen, die die Festigkeit steigern. Die Temperatur bei der Warmauslagerung liegt je nach Legierung zwischen 140 und 190 °C.

Tabelle 2: Ausgewählte Werkstoffzustände aufgeteilt nach naturharten und aushärtbaren Aluminiumlegierungen nach (DIN EN 515, 2017).

Bezeichnung	Behandlung
Naturharte Legierungen: 1000, 3000, 4000, 5000	
F	Herstellungszustand
O	Geglüht, um möglichst geringe Festigkeit zu erzielen
H1x	Kaltverfestigt
H2x	Kaltverfestigt und rückgeglüht (H24 = 1/2 hart; H28 = 4/4 hart, durchgehärtet)
Aushärtbare Legierungen: 2000, 6000, 7000, 8000	
W	Lösungsgeglüht
T4	Lösungsgeglüht und bei Raumtemperatur ausgelagert
T6	Lösungsgeglüht und warmausgelagert

2.3 Equal-Channel Angular Pressing (ECAP)

Neben der Rekristallisation bietet auch eine hochgradig plastische Deformation eine Möglichkeit zur Kornfeinung. Die als „Severe Plastic Deformation“ (SPD) bezeichneten Prozesse ermöglichen es, Werkstoffe mit Korngrößen im Submikrometerbereich herzustellen (Hellmig, 2008). Bekannte SPD Verfahren sind Accumulative Roll Bonding (ARB) (Saito et al., 1999), High Pressure Torsion (HPT) (Valiev, Islamgaliev und Alexandrov, 2000) oder Friction Stir Processing (FSP) (Ma et al., 2018). Eines der meistverwendeten Verfahren ist das Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) aufgrund des Potenzials, größere Werkstoffmengen zu verarbeiten und in ein kontinuierliches Verfahren überführt zu werden (Lowe und Valiev, 2004).

2.3.1 Prinzip des ECAP

ECAP wurde erstmals im Jahr 1977 dokumentiert (Segal, 1977) und erst in den 90er Jahren zur gezielten Herstellung von ultrafeinkörnigen Werkstoffen verwendet (Valiev, Korznikov und Mulyukov, 1993). Abbildung 2.6 zeigt das Prinzip des ECAP-Verfahrens. Dabei wird ein stangenförmiges Werkstück mit einem Stempel durch die Scherzone einer gewinkelten Matrize in Richtung Kanalausgang gepresst. Beim konventionellen ECAP ist der Probenquerschnitt rund oder quadratisch. Kanaleingang und -ausgang besitzen, wie der Name des Verfahrens impliziert, die gleiche Geometrie (*equal-channel*) und sind unter einem Winkel Φ (*angle*) zueinander angeordnet. Die Scherzone definiert sich prinzipiell über die Geometrie der Kanalradien, r (Innenradius) und R (Außenradius). Wird der Werkstoff allerdings nicht vollständig in den Außenradius des Werkzeugs gepresst, entsteht eine sogenannte „tote Zone“ und die Verformungszone fächert um den Winkel ψ auf. Die in den Werkstoff eingebrachte plastische Dehnung φ hängt von den beiden Winkeln ab und wird nach (Iwahashi et al., 1996) wie folgt berechnet:

$$\varphi = \frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right)}{\sqrt{3}}.$$

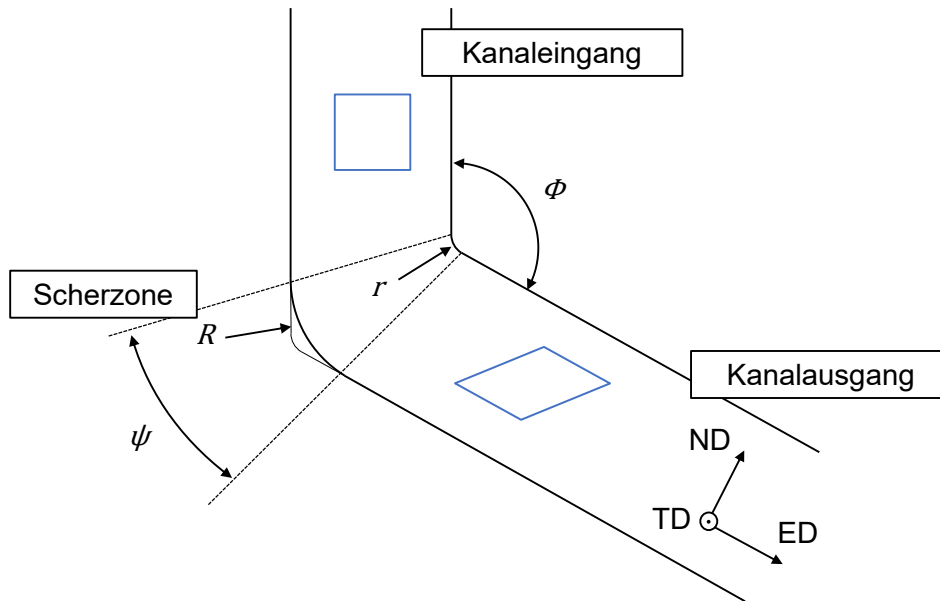


Abbildung 2.6: Prinzip des konventionellen ECAP: Ein Werkstoff mit rundem oder quadratischem Querschnitt befindet sich im Kanaleingang und wird mit einem Stempel durch die Scherzone in Richtung Kanalausgang gepresst.

Ein wesentlicher Vorteil des ECAP ist die Wiederholbarkeit der Prozessschritte und die daraus resultierende Möglichkeit, die plastischen Dehnungen in der Probe zu akkumulieren. So können durch geeignete Probenrotationen nach jedem ECAP-Durchgang verschiedene Prozessrouten durchgeführt werden, um bestimmte Dehnungswerte und mikrostrukturelle Eigenschaften zu erzielen, siehe Abbildung 2.7. Je nach Rotation der Probe zwischen den wiederholten Prozessen lassen sich beim konventionellen ECAP von Stangenmaterial die vier Prozessrouten A, B_A, B_C und C unterscheiden. Prozessroute A wird ohne eine Rotation der Probe zwischen zwei aufeinanderfolgenden ECAP-Durchgängen durchgeführt. Bei den Routen B_A und B_C wird die Probe um jeweils 90° nach jedem Durchgang gedreht, wobei es sich bei der Route B_C immer um eine Drehung in derselben Richtung und bei B_A um eine Drehung der Probe nach jedem Durchgang in alternierenden Richtungen handelt (Hellmig, 2008). Die Route C ist durch eine Drehung um 180°-Rotation um die ED-Achse gekennzeichnet. (Furukawa et al., 1998)

Iwahashi's Formel kann dementsprechend um die Anzahl N der ECAP-Pässe erweitert werden:

$$\varphi_N = N \cdot \frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}}$$

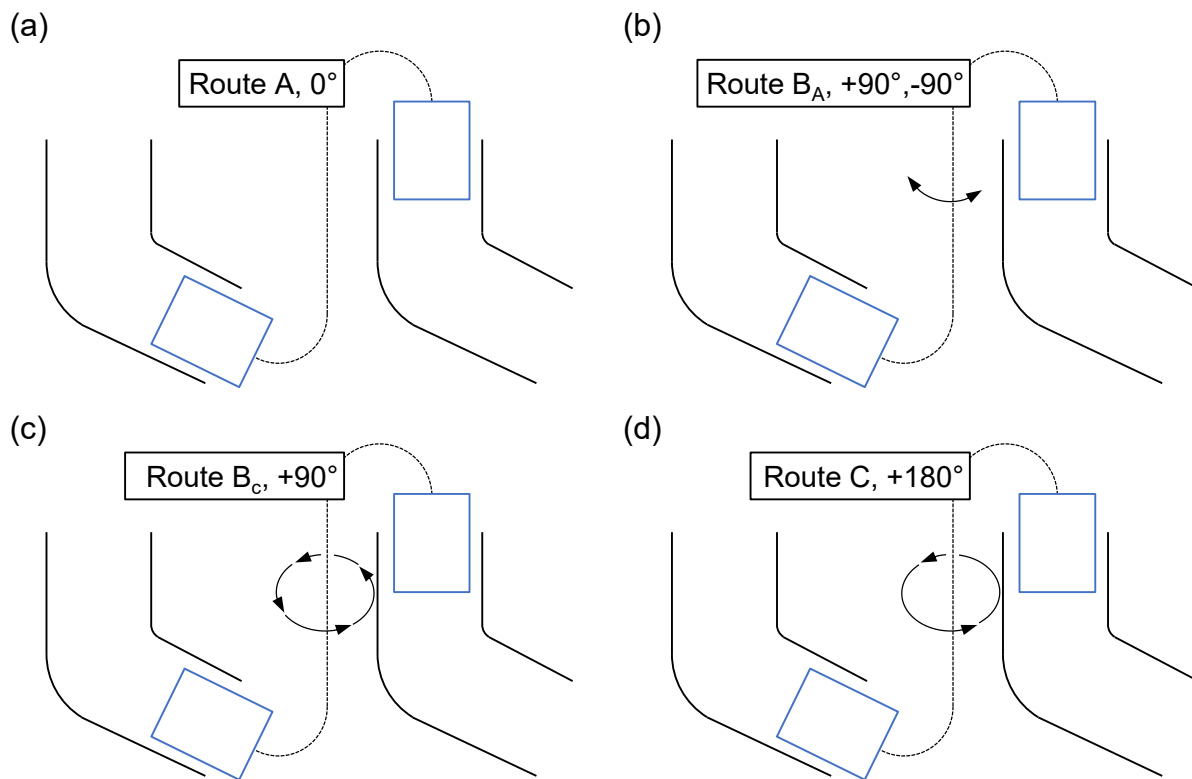


Abbildung 2.7: Prozessrouten des ECAP; (a) Route A erfolgt ohne Rotation des Halbzeugs; (b) Route B_A mit alternierender 90° -Rotation um ED-Achse; (c) Route B_C mit schrittweiser 90° -Rotation um die ED-Achse; (d) Route C mit schrittweiser 180° -Rotation um die ED-Achse.

Ziel des ECAP ist die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften auf Basis der Kornfeinung. Durch die Kaltverfestigung wegen der plastischen Umformung, erfolgt eine Steigerung der Versetzungsdichte, siehe Abbildung 2.8 (b). Durch die plastische Deformation kombiniert mit einer elastischen Verspannung der Körner entstehen Eigenspannungen, die einen energetisch ungünstigen Zustand darstellen. Die Versetzungen ordnen sich dadurch in den Körnern um, sodass zunächst Versetzungszellen, also Substrukturen mit KWKG, entstehen, deren diffuser Grenzbereich aus vielen Einzelversetzungen gebildet wird. Verschieden orientierte Versetzungen annihilieren in diesem Bereich, sodass infolgedessen überschüssige Versetzungen mit gleichem Vorzeichen verbleiben. Steigt die Dichte der Versetzungen gleicher Polarität durch weitere Umformung an, steigt auch der Orientierungsunterschied im Grenzbereich und KWKG können zu GWKG werden, siehe Abbildung 2.8 (c). Die Fragmentierung der vorhandenen Körner in kleinere Versetzungszellen sowie die Umwandlung der vorliegenden KWKG in GWKG bilden die Grundlage der verformungsinduzierten Kornfeinung. (Valiev et al., 1996; Bohner, 2012)

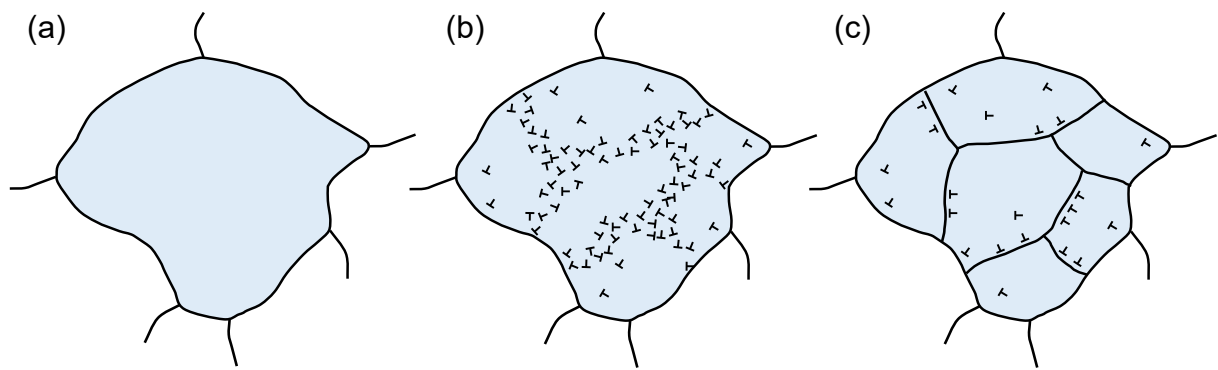


Abbildung 2.8: Mechanismus der Kornfeinung bei SPD-Verfahren nach (Valiev et al., 1996); (a) undeformiertes und versetzungsfreies Korn; (b) deformiertes Korn mit Ausbildung von Versetzungsanordnungen; (c) Bildung neuer Korngrenzen auf Basis energetisch günstiger Umwandlung von Substrukturen.

Die entstehende Feinkörnigkeit führt dabei nach (Hellmig, 2008) zu den folgenden Eigenschaften im Vergleich zu konventionellen Werkstoffen:

- Deutliche Festigkeitssteigerung
- Potenziell verbessertes Ermüdungsverhalten
- Deutliche Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit
- Zustände hoher Festigkeit und Duktilität durch Wärmebehandlung einstellbar

2.3.2 ECAP von Aluminiumlegierungen

Neben den genannten Vorteilen ergeben sich speziell beim ECAP von Aluminiumlegierungen allerdings auch Nachteile und Problemstellungen. Die erhöhte Festigkeit geht in der Regel mit einer Abnahme der Duktilität auf Basis der mikrostrukturellen Defekte einher (Ritchie, 2011; Ma, 2003). Hinzu kommt aufgrund der hohen Defekt- und Korngrenzendichte und der damit im Material gespeicherten Energie eine erhöhte Diffusionsneigung und somit eine thermische Instabilität (Ames et al., 2008; Blum, Li und Durst, 2009). Wärmebehandlungen können für beide mikrostrukturellen Problemstellungen Abhilfe schaffen (Zhao et al., 2020). Erholungseffekte bedingen eine Verringerung der Versetzungsdichte und ermöglichen eine Zunahme der Duktilität. Bei naturharten Legierungen ist diese Erhöhung der Duktilität auf Kosten der Festigkeit zu beobachten. Die Legierung AA1050 zeigt (Yu, Kao und Chang, 2005) zufolge eine erhöhte Duktilität, was mit einer Zunahme der Korngröße begründet werden kann. Auch für Legierungen der naturharten 5000er Serie kann dieses Verhalten beobachtet werden (Jin und Lloyd, 2004; Han et al., 2005). Bei diesen Legierungen führt die Wärmebehandlung durch Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum zu einer allmählichen Verringerung der Festigkeit und einer Erhöhung der Duktilität. Interessant für Anwendungen im Bereich der Elektrotechnik

ist zudem die Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit von Aluminiumwerkstoffen durch die Kornfeinung. (Meagher et al., 2019) konnten für die Aluminiumlegierung AA6101 eine Zunahme von ca. 10 % der elektrischen Leitfähigkeit durch hochgradig plastische Umformung feststellen.

Untersucht man das Gefüge von ECAP-Werkstoffen über den Halbzeugquerschnitt hinweg, so kann man eine inhomogene Verteilung der eingebrachten plastischen Deformation bei Aluminiumlegierungen feststellen (Xu und Langdon, 2007). Gerade am Werkzeuginnenradius finden sich in numerischen Untersuchungen höhere plastische Dehnungen und bei der Analyse der Mikrohärtete höherer Härtewerte (Sklenička et al., 2006; El-Shenawy et al., 2021). Durch den Einsatz der verschiedenen Prozessrouten kann diesen Inhomogenitäten gezielt über mehrere Prozessschritte hinweg entgegengewirkt werden. Bei einzelnen ECAP-Pässen liegt besonderer Fokus auf der Reduzierung der Reibungsverhältnisse durch Schmierung (Frint et al., 2017) oder konstruktiven Umsetzungen im Werkzeug, wie dem Mitbewegen einzelner Kanalwände (Segal, 2004; Frint et al., 2016). Weitere Abhilfe kann über einen geeigneten Gegendruck realisiert werden (Lapovok, 2005). Einen wichtigen Parameter stellt dabei der Kanalausßenradius, der die Bildung der „toten Zone“ ermöglicht. Durch die Überlagerung des Gegendrucks ist es möglich, diesen Bereich zu füllen und die Scherzone schmaler zu gestalten. So können auch im Außenbereich höhere Scherungen eingebracht werden. Geeignete Gegendruckwerte beim konventionellen ECAP liegen je nach Legierung bei unterschiedlichen Werten: 60 MPa, AA1050 (Panigrahi et al., 2014); 60 – 200 MPa, AA5083 (Stolyarov und Lapovok, 2004); 200 MPa, AA6016 (Mckenzie und Lapovok, 2010); 50 – 200 MPa, AA6060 (Frint et al., 2012).

Neben den mikrostrukturellen Änderungen finden sich in der Literatur auch prozessbedingte makroskopische Fehler wie Rissbildung beim ECAP von Aluminiumwerkstoffen. Dieses Versagen tritt vorwiegend bei hochfesten Aluminiumwerkstoffen wie der AA7075 Legierung auf (Fritsch et al., 2010; Shaeri et al., 2016). Aber auch für naturharte Legierungen wie AA5754 berichtet beispielsweise (Boehner, 2012) von Rissbildungen bei Stangenmaterial mit quadratischem Querschnitt. Durch die Spannungsüberlagerung mit Druckspannungen am Kanalinnenradius kann mit einem geeigneten Gegendruck auch dieser Problemstellung entgegengewirkt werden. Eine zusätzliche Erholungswärmebehandlung zwischen den einzelnen Prozessschritten erhöht das Umformvermögen und kann auch zur rissfreien, mehrstufigen ECAP-Bearbeitung beitragen (Illgen et al., 2021).

2.3.3 ECAP für Blechwerkstoffe

Um die Vorteile des ECAP auch im industriellen Umfeld zu nutzen, rückt die Skalierung des Verfahrens auf andere Halbzeuggeometrien zunehmend in den Vordergrund. Von (Kamachi et al., 2003) wurden beispielsweise experimentelle Ansätze zur ECAP-Umformung von Reinaluminium in Plattenwerkstoffen mit einer Stärke von 5 mm durchgeführt und (Dong et al., 2016) verwendeten Reinaluminiumplatten mit einer Stärke von 22 mm. Durch die Umsetzung eines beweglichen Kanals konnten (Lipinska et al., 2017) eine AA6060 Legierung mit einer Plattenstärke von 3 mm inkrementell ECAP bearbeiten (I-ECAP). Eine weitere modifizierte Variante, Equal-channel angular sheet extrusion (ECASE), ermöglicht über Walzen die Bearbeitung von IF-Stahl-Blechen mit einer Blechstärke von 1,2 mm, allerdings konnten mit dieser Anwendung nach 8 Pässen nur KWKG aufgebaut werden (Saray et al., 2011). Eine Equal-Channel Extrusionstechnik auf Basis von angetriebenen Rollen liefern (Lapovok et al., 2007) für eine AA5005 Legierung mit einer Blechstärke von 2 mm. Die Blechstärke wird dabei im Prozess um 25 % reduziert (Lapovok et al., 2008) und bei mehrmaligen Umformschritten erfolgen erste Änderungen der mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften aber nicht im Maße des konventionellen ECAP-Prozesses. Weitere Studien haben abgewandelte, kontinuierliche ECAP-Prozesse zur Bearbeitung von Reinaluminium in Blechform (1 – 1,55 mm) untersucht, allerdings können auch hier nicht die Eigenschaften des konventionellen ECAP erzielt werden (Lee et al., 2001; Utsunomiya et al.). Eine weitere Technik für die SPD-Bearbeitung von Reinaluminiumblechen mit einer Blechstärke von 4 mm ist das Equal-Channel Angular Sheet Drawing (ECASD) (Zisman et al., 2006). Durch die Überlagerung von Zugspannungen wird die Bruchdehnung allerdings sehr stark geschwächt. Für legierte Aluminiumwerkstoffe (AA6063, 3 mm) ergeben sich zwar die Bildung von Substrukturen, die allerdings inhomogen verteilt sind und noch keine GWKG wie beim konventionellen Prozess bilden (Muñoz, Avalos und Bolmaro, 2018).

Allgemein steigt das Verhältnis aus Oberfläche zu Volumen für Blechhalbzeuge im Vergleich zu Halbzeugen mit rundem oder quadratischem Querschnitt. Dies bedingt den Einfluss der Reibung auf einer größeren Fläche und Defekte an der Oberfläche haben einen deutlich größeren Einfluss auf die Halbzeugeigenschaften. Zudem besteht bei Blechquerschnitten die Gefahr des Ausknickens oder der Faltenbildung. Die ECAP-Verfahren, die Aluminiumlegierungen als Blechhalbzeuge bearbeiten und dabei hohe Scherdeformationen erzeugen, weisen diese Skalierungsprobleme auf und erzielen im Vergleich zum konventionellen ECAP niedrigere mechanische Eigenschaften.

Möglichkeiten zur intensiven Untersuchung der Skalierungseffekte bietet das unkonventionelle Design des Werkzeugs nach (Suh et al., 2015), das die Verarbeitung von Blechwerkstoffen ab

einer Blechdicke von 1,8 mm erlaubt und so eine Basis zur Verknüpfung der wissenschaftlichen Aktivitäten und des industriellen Interesses bildet, siehe Abbildung 2.9. Das Versuchswerkzeug ist dafür ausgelegt, Bleche der Magnesiumlegierung AZ31 zu bearbeiten. Eine Blechprobe mit den Abmessungen $200 \times 200 \times 1,8 \text{ mm}^3$ wird dabei in das Werkzeug eingelegt und durch den Kanal gepresst. Die Parameter des Kanals haben, wie beim konventionellen ECAP-Verfahren, einen entscheidenden Einfluss auf die induzierten Scherdeformationen und sind in Abbildung 2.9 (b) dargestellt.

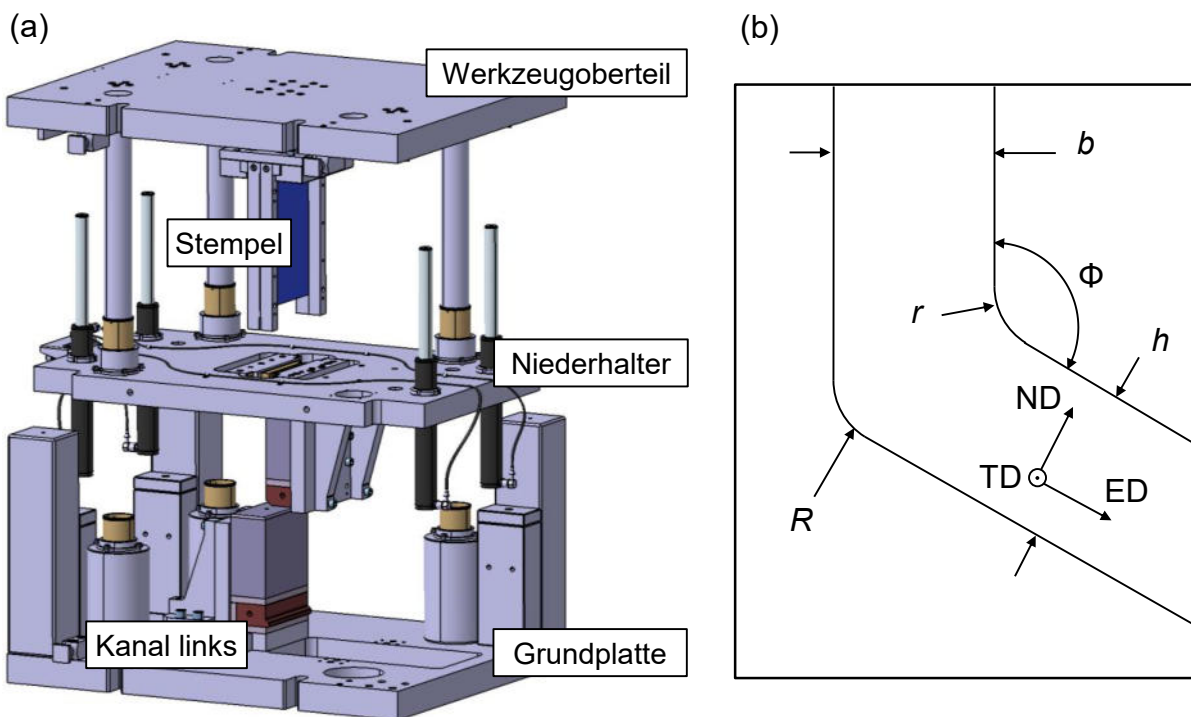


Abbildung 2.9: (a) ECAP-Werkzeug zur Bearbeitung von Blechwerkstoffen ab einer Blechstärke von 1,8 mm; (b) geometrische Parameter des ECAP-Werkzeugs für Blechwerkstoffe nach (Suh et al., 2015).

Ein wesentlicher Unterschied zum konventionellen ECAP ergibt sich aus den unterschiedlichen Abmessungen von Breite und Höhe des Kanals. Normalerweise haben Eingangs- und Ausgangskanal beim konventionellen ECAP identische geometrische Abmessungen. Jedoch zeigten bereits Untersuchungen von (Y. Iwahashi et al., 1998), dass die Bearbeitung kumulativer ECAP-Routen praktisch besser durchführbar ist, wenn der Ausgangskanal einen geringeren Querschnitt als der Eingangskanal aufweist. So kann die auftretende elastische Rückfederung der Probe durch eine vom Ausgangskanal aufgebrachte Querschnittsreduzierung ausgeglichen werden. Anderenfalls kommt es zu einer Vergrößerung des Probenquerschnitts nach den einzelnen ECAP-Pässen, wodurch die Probe vor dem nächsten ECAP-Pass ohne mechanische Bearbeitung nur schwer wieder ins Werkzeug eingelegt werden kann (Hellmig, 2008). Beim

Blech-ECAP wird diesem Effekt entgegengewirkt, indem die Breite und Höhe des Kanals vor jedem folgenden Prozessschritt vergrößert werden.

Auch beim Blech-ECAP mit diesem Werkzeug können also mehrere Durchgänge der ECAP-Umformung und somit Prozessrouten durchgeführt werden. Im Gegensatz zum konventionellen ECAP sind jedoch keine Rotationen um 90° zur ED-Achse durchführbar. Bei gleicher Abmessung in Breite und Länge kann allerdings die Route D durchgeführt werden, bei der das Blech zwischen den Prozessschritten um 90° um die Achse ND rotiert wird (Illgen et al., 2020).

2.4 Fazit

Aus den vorgestellten Anwendungen ergibt sich der Bedarf an hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen. Das ECAP-Verfahren bietet eine Möglichkeit zur Herstellung feinkörniger stangenförmiger Halbzeuge, die dadurch hohe Festigkeiten aufweisen. Problematisch bei Aluminiumlegierungen können dabei die inhomogene Verteilung der Mikrostruktur über den Querschnitt (Abbildung 2.10 (a)) und Rissbildungen an der Oberfläche sein (Abbildung 2.10 (b)). Beim konventionellen ECAP gibt es hier bereits Abhilfemaßnahmen wie die Spannungsüberlagerung durch Gegendruck oder gezielte Wärmebehandlungen. Bei der Skalierung der Kenntnisse auf Blechhalbzeuge verstärken sich die problematischen Defekte allerdings, da sich Einflüsse auf die Blechoberfläche wesentlich stärker auf die Eigenschaften des gesamten Halbzeugs auswirken, siehe Abbildung 2.10 (c).

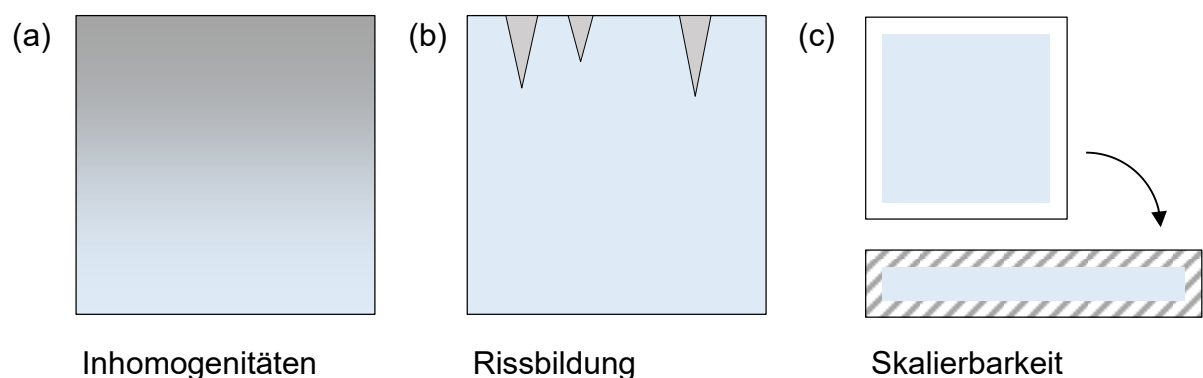


Abbildung 2.10: Zusammenfassung der Herausforderungen beim ECAP für Aluminiumlegierungen und Blechwerkstoffe.

Mit dem von (Suh et al., 2015) entwickelten Werkzeug wurde in ersten Untersuchungen bereits die naturharte Aluminiumlegierung AA5083 untersucht (Gruber et al., 2019). Dabei wurde das Versuchsssetup für Magnesiumblechwerkstoffe von (Suh et al., 2015) genutzt ($\Phi = 110^\circ$, $r = 2$ mm, $R = 4$ mm). Die Eigenschaftverbesserungen bei Mg-Legierungen basieren vorwiegend auf Texturänderungen und Kornfeinung durch dynamische Rekristallisation, welche mit

einer Beheizung des Versuchswerkzeugs erzielt wird. Die Kornfeinung beim ECAP naturharter Aluminiumlegierungen beruht hingegen auf der mechanisch eingebrachten und hochgradig plastischen Verformung. In (Gruber et al., 2019) konnten die ersten Untersuchungen beginnende Veränderungen der Mikrostruktur aufzeigen, siehe in Abbildung 2.11 (a) den markierten Bereich. Diese erwiesen sich allerdings als inhomogen verteilt und noch nicht ausreichend, um Substrukturen zu bilden. Auf Basis dieser Ergebnisse wurden in Voruntersuchungen für die vorliegende Arbeit erste Verbesserungen umgesetzt und das Werkzeug wurde dahingehend verändert, dass ein kleinerer Kanalwinkel und schärfere Kanalradien verwendet wurden ($\Phi = 100^\circ$, $r = 0,3 \text{ mm}$, $R = 2,3 \text{ mm}$). Diese Maßnahme hatte ein gesteigertes Maß an eingebrachter Scherdeformation, aber auch, wie im Stand der Forschung beschrieben, eine Rissbildung an der Halbzugoberfläche (Abbildung 2.11 (b)) in Verbindung mit einer inhomogenen Mikrostruktur zur Folge. Die inhomogene Mikrostruktur über den Probenquerschnitt und die Rissbildungen an der Oberfläche entsprechen den Herausforderungen im konventionellen ECAP und bilden die Problemstellungen des vorliegenden Forschungsprojekts.

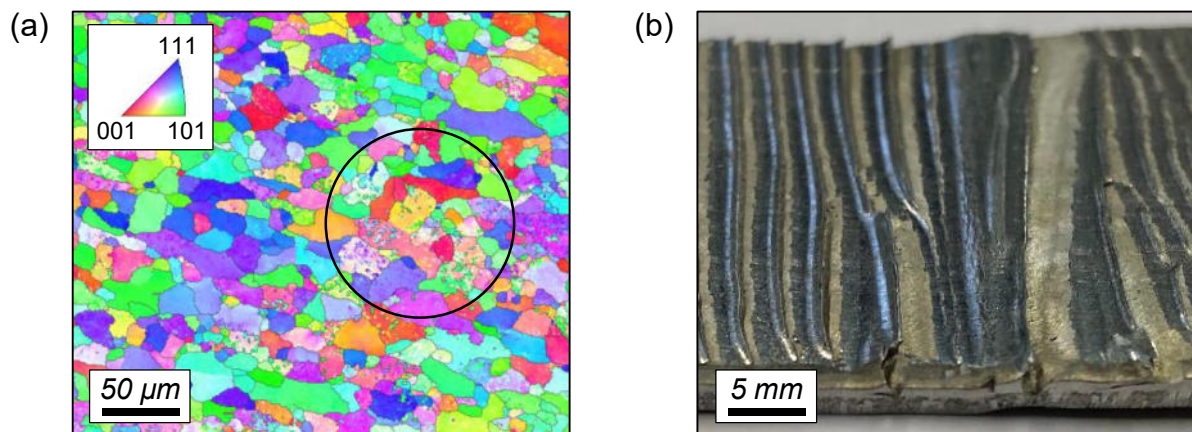


Abbildung 2.11: (a) Mikrostruktur des ECAP bearbeiteten Werkstoffs AA5083 mit der Kanal-konfiguration $\Phi = 110^\circ$, $r = 2 \text{ mm}$, $R = 4 \text{ mm}$ zeigt lokale Missorientierungen in der Kornstruktur (Gruber et al., 2019); (b) ECAP bearbeitetes Aluminiumblech mit Oberflächenrissen erstellt mit der Konfiguration ($\Phi = 100^\circ$, $r = 0,3 \text{ mm}$, $R = 2,3 \text{ mm}$).

3 Problemstellung, Zielsetzung und Vorgehen

3.1 Problemstellung und Zielsetzung

Aus dem Stand der Forschung ergeben sich der Bedarf an ECAP bearbeiteten Aluminiumblechwerkstoffen und die zugehörigen Herausforderungen. Der Fokus in dieser Arbeit liegt auf der ECAP-Bearbeitung naturharter Aluminiumlegierungen, um die Kornfeinung und die mechanischen Eigenschaften durch ECAP isoliert von der Ausscheidungshärtung zu betrachten. Für die ersten Untersuchungen mit Aluminiumblechen wird daher auf die weit verbreitete Legierung AA5083 zurückgegriffen. Die Erkenntnisse der Literatur sollen auf das ECAP dieses Blechwerkstoffs übertragen werden und das hergestellte Halbzeug soll für verschiedene potenzielle Anwendungsfälle charakterisiert werden. Genormte Standardcharakterisierungsmethoden werden entsprechend den Anwendungsanforderungen und an die Eigenschaften des SPD-Blechs angepasst. Eine Untersuchung des mikromechanischen Verhaltens und der Mechanismen bei der Umformung des Halbzeugs bietet die Möglichkeit, Rückschlüsse auf weitere Verbesserungen zu ziehen. Folgende Zielsetzungen lassen sich daraus zusammenfassen:

- Übertragung der Erkenntnisse des konventionellen ECAP-Prozesses auf das ECAP für Blechwerkstoffe am Beispiel naturharter Aluminiumlegierungen
- Entwicklung geeigneter Prüfmethode für die Charakterisierung des hochgradig plastisch deformierten Blechhalbzeugs
- Untersuchung der mikro- und makromechanischen Werkstoffeigenschaften des ECAP bearbeiteten Blechhalbzeugs hinsichtlich verschiedener Anwendungsszenarien bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen

3.2 Vorgehen

Das Vorgehen zum Erreichen der beschriebenen Zielsetzungen ist in Abbildung 3.1 zusammengefasst und teilt sich prinzipiell in einen Grundlagen- (grau) und Anwendungsteil (blau). Dabei werden zuerst die benötigten Messmethoden und die Entwicklung der Charakterisierungsversuche in Kapitel 4 dargelegt. Diese Methoden dienen unter anderem der Materialcharakterisierung und –modellierung für die numerischen Untersuchungen in Kapitel 5. Um Zeit, Kosten und Material zu sparen, wird die Simulation zur Untersuchung verschiedener Prozessparameter und mit Blick auf die Problemstellungen zur Prozessverbesserung genutzt. Diese Verbesserungen werden in Kapitel 6 experimentell umgesetzt. Mit dem Hintergrund, den ECAP-Prozess in ein kontinuierliches Verfahren zu übertragen, wird für den mehrstufigen Prozess die Route C

betrachtet. Route A verstärkt die inhomogene Gefügeausbildung und Route D ist aufgrund der Rotation um ND kontinuierlich nicht abbildbar. Um den Einfluss der durchgeführten Maßnahmen auf die Mikrostruktur zu bewerten, wird diese parallel zur Versuchsdurchführung charakterisiert. Die Betrachtung der Mikrostruktur des Werkstoffs beim ECAP fördert das Prozessverständnis und legt so den Grundstein für die Umsetzung des Blech-ECAP in der industriellen Halbzeugherstellung. Für die Anwendung des ECAP-Werkstoffs bei erhöhten Temperaturen spielt die thermische Stabilität des Gefüges eine wesentliche Rolle, weshalb diese ebenfalls untersucht wird. In Kapitel 7 werden die mechanischen Eigenschaften auf Mikro- und Makroebene untersucht. Zudem werden beide Anwendungsfälle, also Kalt- und Warmumformung, geprüft.

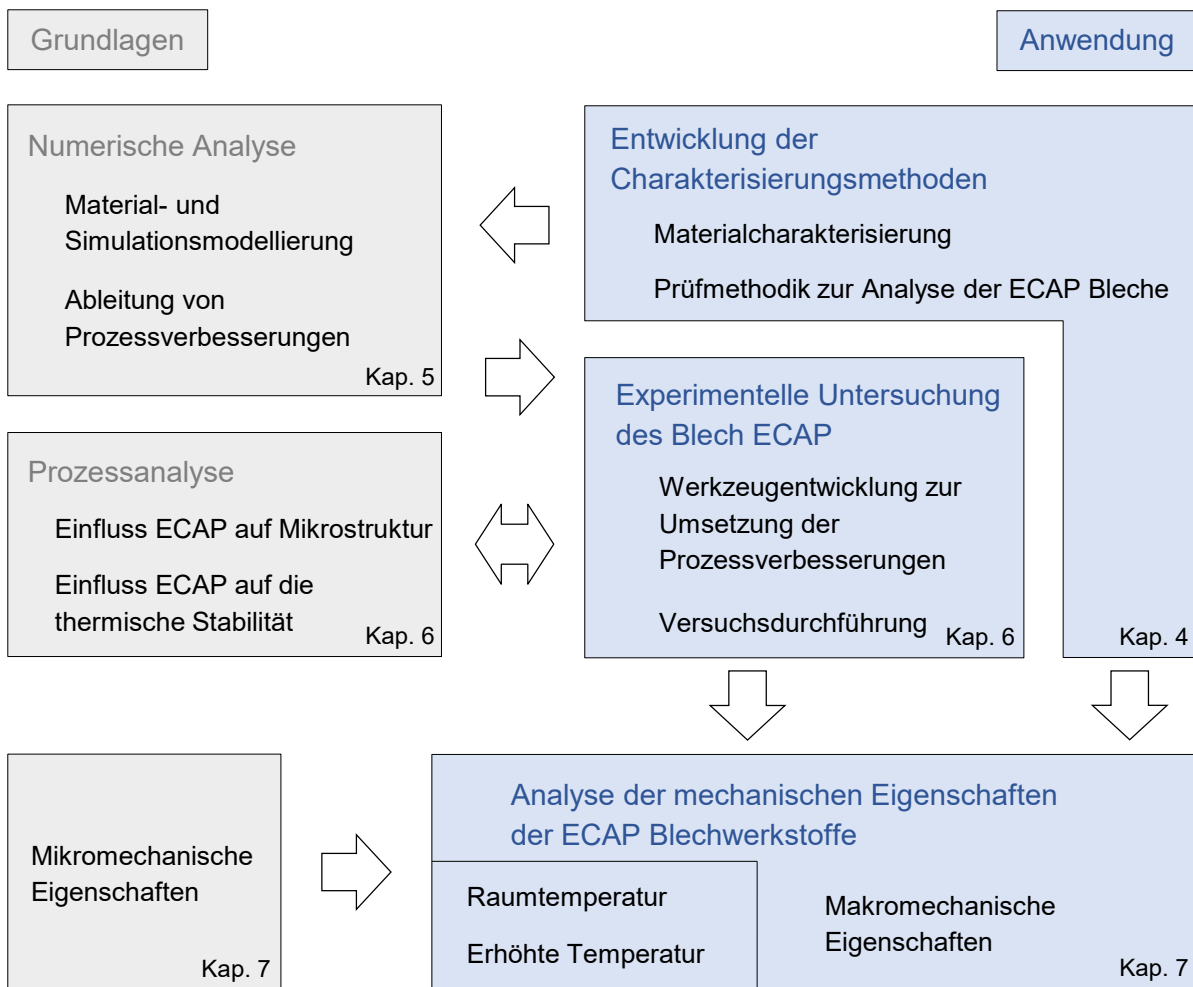


Abbildung 3.1: Aufbau und Vorgehen der Forschungsarbeit.

4 Messmethoden, Charakterisierungsversuche und Werkstoff

In diesem Kapitel werden die Messsysteme und deren Grundlagen, die zur Analyse des Blech-ECAP nötig sind, erläutert. Die Messtechniken finden Einzug in den verwendeten Charakterisierungsversuchen und auch auf den verwendeten Werkstoff wird in diesem Kapitel eingegangen.

4.1 Messmethoden

4.1.1 Optische Temperaturmessung

Jeder Körper sendet thermisch angeregte elektromagnetische Strahlung aus, wenn seine Temperatur über dem absoluten Nullpunkt liegt. Dabei hängt die Verteilung der Wellenlängen nach dem Planck'schen Strahlungsgesetz von der aktuellen Temperatur des Körpers ab. Dieser Effekt lässt sich zur berührungslosen Temperaturmessung nutzen. Meist wird der Wellenlängenbereich zwischen 400 nm und 30 μm verwendet, also der Bereich des sichtbaren Lichts und der nahen und mittleren Infrarotstrahlung. Der spektrale Transmissionsgrad der Luft, der mit der Wellenlänge variiert, stellt eine Einschränkung bei der Wahl des Wellenlängenbereichs dar. Die grau hinterlegten Bereiche in Abbildung 4.1 entsprechen einem Transmissionsgrad nahe 1. Diese Bereiche werden als atmosphärische Fenster bezeichnet und sind für die Strahlungsthermometrie geeignet. Als besonders praxisrelevant gelten das sogenannte erste (2 μm - 2,5 μm), zweite (3,5 μm - 4,2 μm) und dritte (8 μm - 14 μm) atmosphärische Fenster (testo AG, 2006). Für Messungen bei mittleren Temperaturen (200 bis ca. 1000 $^{\circ}\text{C}$) sind das erste und zweite atmosphärische Fenster geeignet. Für die Messung von niedrigen Temperaturbereichen wird oft das dritte atmosphärische Fenster bevorzugt (testo AG, 2006). (Bernhard, 2014)

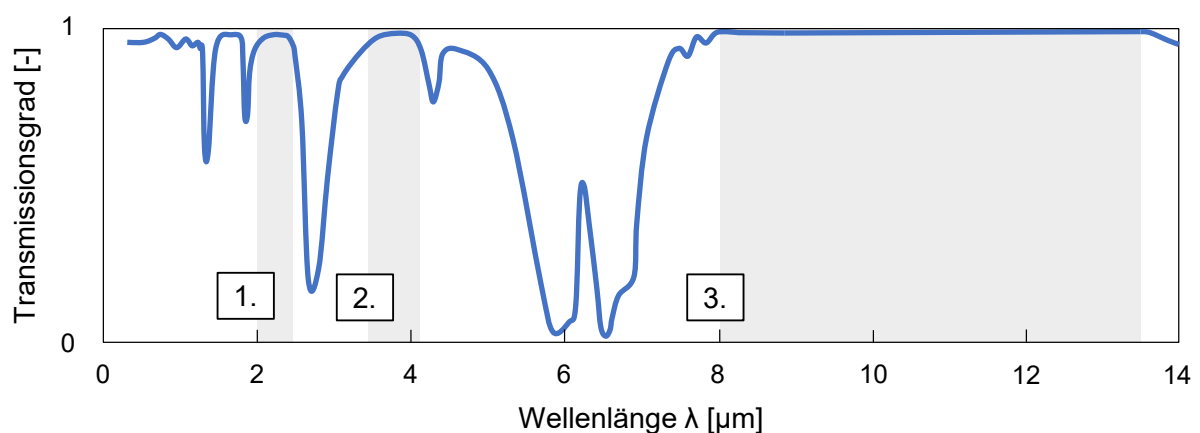


Abbildung 4.1: Spektraler Transmissionsgrad von Luft nach (Bernhard, 2014) und (Infratec, 2023).

Optische Temperaturmessgeräte werden nach (VDI/VDE 3511-4, 2011) in Pyrometer, Linienscanner und Thermografiegeräte eingeteilt. Die Messgeräte unterscheiden sich nicht im Messprinzip, sondern nur in der Art und Weise, wie die Strahlung aufgenommen wird. Beim Pyrometer wird die mittlere Temperatur eines durch eine Optik definierten Messfeldes gemessen. Linienscanner messen linienförmige Temperaturprofile und Thermografiekameras die Temperaturverteilung einer Oberfläche (VDI/VDE 3511-4, 2011). Geräte zur optischen Temperaturmessung bieten die Möglichkeit zur Einstellung des Emissionsgrades. Dieser beschreibt die Fähigkeit einer Oberfläche Strahlung auszusenden und ist abhängig vom Anwendungsfall, unter anderem von der Geometrie der zu messenden Oberfläche, der Oberflächenbeschaffenheit, der Temperatur und so auch dem spektralen Fenster. Ein idealer Strahler wird „schwarzer Strahler“ genannt und besitzt beispielsweise einen Emissionskoeffizienten von 1. Aufgrund der verschiedenen Einflüsse müssen optische Temperaturmessgeräte für den spezifischen Anwendungsfall kalibriert werden (Micro-Epsilon, 2020).

4.1.2 Optische Dehnungsmessung

Die berührungslose, dreidimensionale Dehnungsmessung wird bei Umformversuchen mit einer freien Sicht auf den Probekörper angewendet und basiert auf dem Verfahren der digitalen Bildkorrelation (engl. Digital Image Correlation, DIC). Die örtliche Auflösung der Verformung und die Flexibilität im Versuchsaufbau sind die Vorteile optischer gegenüber taktilen Messsystemen. Stereokameras werden verwendet, um die zu messende Oberfläche zu fotografieren. Für die Zuordnung von Grauwerten und Pixeln, wird die Oberfläche mit einem stochastischen Muster versehen und quadratische Bildausschnitte (Facetten) werden auf dem stochastischen Modell im unverformten Zustand definiert. Die Facetten weisen eine Überlappung an den Rändern auf, die als Facettenabstand bezeichnet wird. Eine große Überlappung ist dabei mit einer hohen Anzahl an Messpunkten verbunden. Während der Verformungsmessung werden die Facetten identifiziert, verschoben und zeitschrittweise verformt. Als Messpunkte werden schließlich die Mittelpunkte der Facetten verwendet. Das Muster muss dabei stochastisch verteilt sein, damit eine eindeutige Identifizierung der Facetten in ihrer unmittelbaren Umgebung möglich ist. Außerdem sollte der Kontrast möglichst hoch sein. Üblicherweise werden dafür mit Lacksprays schwarze Muster auf weißem Untergrund aufgebracht. Zur Berechnung der 3D-Koordinaten der Oberfläche wird neben der Bildkorrelation in zeitlicher Richtung für jeden Zeitschritt eine Stereokorrelation durchgeführt. Nach dem Prinzip der Triangulation werden aus den identifizierten Messpunkten zusätzlich Höheninformation gewonnen und die räumlichen Koordinaten der Oberfläche bestimmt. Die Berechnung der Dehnung erfolgt softwaregestützt aus der stu-

fenweisen Verschiebung der Punkte. In der vorliegenden Arbeit werden das Messsystem Aramis SRX und das System 4M der Firma GOM mbh verwendet. Die verwendeten Parameter werden in den jeweiligen Versuchen beschrieben. (Schreier und Lichtenberger, 2003; GOM mbh, 2016)

4.1.3 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) und Wärmebehandlung

Die dynamische Differenzkalorimetrie (engl. Differential Scanning Calorimetry, DSC) ist ein thermisches Analyseverfahren zur Untersuchung von Phasenumwandlungen, z.B. Schmelzen, Verdampfen oder Rekristallisieren, durch die Messung der von einem Probekörper aufgenommenen oder abgegebenen Wärme während eines Temperaturverlaufs. Abbildung 4.2 (a) zeigt das Prinzip der DSC-Messung, die auf dem Wärmefluss zwischen dem zu charakterisierenden Material (Probe) und einer Referenz beruht. Der Probeniegel und der Referenziegel werden in einem Ofen beheizt. Ändert sich während des Temperaturverlaufs die Wärmekapazität oder die Enthalpie der Probe aufgrund einer Phasenumwandlung oder einer chemischen Reaktion, so ergibt sich eine Differenz im Wärmestrom, die proportional zur Temperaturänderung von Proben- und Referenziegel ist. Auf der Grundlage dieser Temperaturänderungen wird ein Thermogramm erstellt, das die exothermen (exo) oder endothermen (endo) Prozesse in der Probe widerspiegelt, siehe Abbildung 4.2 (b). Grundsätzlich unterscheidet man Enthalpieänderungen, die durch thermische Effekte hervorgerufen werden, in physikalische Umwandlungen 1. und 2. Ordnung (Höhne, Hemminger und Flammersheim, 1996). Änderungen 1. Ordnung zeigen sich als sprunghafte Änderung der Enthalpie. Das sind beispielsweise Schmelz- oder Kristallisationsvorgänge. Umwandlungen der 2. Ordnung sind dagegen Abweichungen der gesamten Kurve von der Grundlinie um einen bestimmten Betrag, beispielsweise der Glasübergang. In Abbildung 4.2 (b) sind wichtige Parameter der 1. Ordnung dargestellt, die mit der DSC gemessen werden können. In der vorliegenden Studie wird die thermische Analyse-Apparatur STA 449 F3 (Firma NETZSCH-Gerätebau GmbH) verwendet (Netzsch, 2023). (Höhne, Hemminger und Flammersheim, 1996; DIN EN ISO 11357-1, 2022)

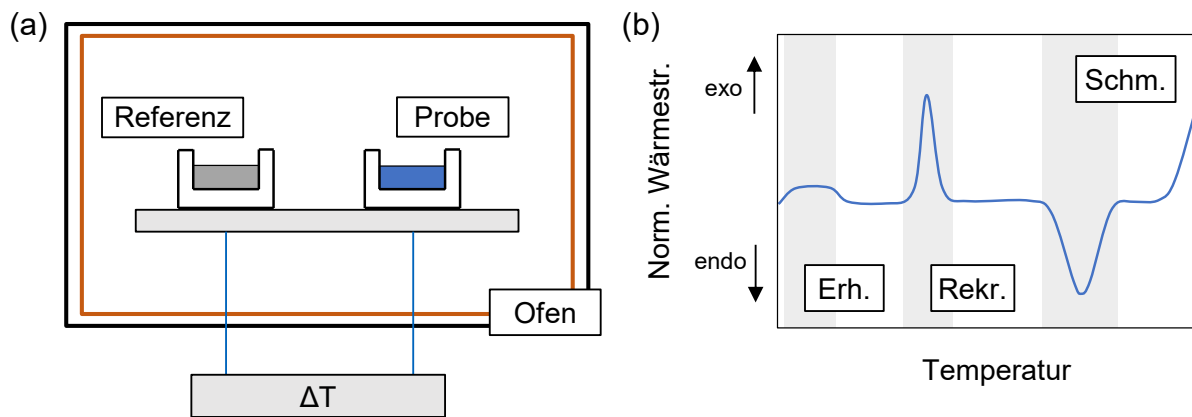


Abbildung 4.2: (a) Prinzip der DSC-Messung; (b) schematischer Verlauf eines Thermogramms mit Erholung, Rekristallisation und Schmelzvorgang nach (DIN EN ISO 11357-1, 2022).

Für Wärmebehandlungen, wie der Homogenisierung und gezielter statischer Rekristallisation, wird in der Forschungsarbeit ein Labor-Kammerofen KLS 10/12 (THERMCONCEPT GmbH) verwendet (Thermconcept, 2023).

4.1.4 Mikroskopie

Lichtmikroskopische Untersuchungen werden mit der Mikroskop-Plattform Imager.M2m durchgeführt (Carl Zeiss AG). Die Proben werden konventionell mechanisch geschliffen und poliert. Zur Sichtbarmachung der Kornstruktur werden die Proben einer elektrolytischen Farbbätzung nach Barker unterzogen. Zwei Parametereinstellungen werden verwendet: 20 V, 20 °C, 120 s mit einem Elektrolyten aus 35 % Tetrafluorborsäure (HBF₄).

Übersichtsaufnahmen für qualitative Untersuchungen werden mit einem Digitalmikroskop VHX 2000 erstellt (Keyence Corporation).

4.1.5 Elektronenrückstreubeugung (EBSD)

Die Proben für die mikrostrukturellen Untersuchungen werden einem konventionellen mechanischen Schleif- und Polierverfahren unterzogen und anschließend mit kolloidaler Kieselsäure poliert. Zur Analyse wird ein Neon 40 EsB-Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop (REM) (Zeiss Corporation) mit Hilfe einer DigiView IV Electron-Backscatter-Diffraction-Kamera (EBSD) verwendet (EDAX Inc.). So lassen sich anhand inverser Polfiguren (IPF-mapping) Korngrößenverteilungen, Missorientierungsdaten und entsprechende kumulative Verteilungsfunktionen der Kornstruktur bestimmen. Die Messungen werden mit einer Schrittweite von 1 μm und einer Beschleunigungsspannung von 15 kV durchgeführt. Die schwarzen Linien in

allen EBSD Aufnahmen stehen für GWKG, die einen Orientierungsunterschied von $> 15^\circ$ aufweisen. In der OIM-Analysesoftware (Ver. 6) werden Körner hierzu mit einer Mindestkorngröße von 3 definiert. Die Messungen dieser Arbeit werden an der Professur Werkstoffwissenschaft der Technischen Universität Chemnitz durchgeführt.

4.2 Experimente zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften

Im Folgenden werden die Versuchsaufbauten und experimentellen Untersuchungen zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften erläutert. Genormte Standardcharakterisierungsmethoden werden hinsichtlich der Anforderungen und an die Eigenschaften des SPD-Blechs angepasst. So werden beispielsweise Zugprüfungen bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen durchgeführt. Für die numerische Untersuchung des ECAP-Prozesses werden zudem verschiedene Prüfungen durchgeführt, um eine akkurate Materialmodellierung zu gewährleisten (hydraulischer Tiefungsversuch, Miyauchi-Test, Schichtstauchversuch). Um das Versagen in der Simulation wird ein Bruchkriterium auf Basis des Push-out-Tests ermittelt. Eine Materialvalidierung anhand des sogenannten MUC-Tests wird am Ende dieses Kapitels durchgeführt.

4.2.1 Zugversuch

Der Zugversuch ist ein Prüfverfahren zur Charakterisierung mechanischer Eigenschaften unter einachsiger Zugbelastung. Der Versuchsablauf ist in (DIN EN ISO 6892-1, 2014) für die Anwendung unter RT standardisiert. Beim Zugversuch wird eine Probe zwischen Klemmbacken eingespannt und bis zum Bruch gedehnt. Über die detektierte Kraft und die Probengeometrie kann die Spannung berechnet werden und in Zusammenhang mit der Dehnung gesetzt werden. Die Dehnungen werden in dieser Arbeit mittels DIC ausgewertet (Kapitel 4.1.2). Unterschieden wird dabei in technische Dehnung ε und wahre Dehnung φ (auch als Umformgrad oder Hencky-Dehnung bezeichnet), je nachdem ob auf die Ausgangsmaße der Probe (technisch) oder die aktuellen Maße während des Versuchs (wahr) referenziert wird. Die Dehnrate ist die zeitliche Ableitung des jeweiligen Dehnungsmaßes. Die auf die Referenzkonfiguration bezogenen technischen Spannungen werden in dieser Arbeit mit σ bezeichnet, die wahren Spannungen (auch als Cauchy-Spannungen bezeichnet) mit σ_w . Liegen keine Scher- und Schubspannungen vor, können die wahren Spannungen und Dehnungen im Hauptkoordinatensystem beschrieben werden und werden als Hauptspannungen und -dehnungen mit den Indizes 1 bis 3 bezeichnet. Liegt kein uniaxialer sondern ein mehrachsiger Spannungszustand vor, so können für die wahren Werte nach (v. Mises, 1913) Vergleichsgrößen berechnet werden. Diese werden als Vergleichs-

spannung σ_v und Vergleichsumformgrad φ_w bezeichnet. Das Verhalten metallischer Werkstoffe ist zu Beginn des Versuchs charakterisiert durch einen elastischen Bereich, der bei der Streckgrenze R_p in plastische Verformung übergeht. Die Vergleichsspannung wird auch als Fließspannung k_f bezeichnet, wenn lediglich die plastische Verformung betrachtet wird. Weitere charakteristische mechanische Eigenschaften sind die Festigkeit R_m oder die Bruchdehnung A und werden in technischen Maßen angegeben.

Aufgrund des Walzprozesses bei der Halbzeugherstellung weist der Werkstoff eine Textur auf. Diese Textur bedingt eine Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, die Anisotropie, welche über die sogenannten Lankford-Koeffizienten als das Verhältnis aus wahrer Breitendehnung φ_b zu Dickendehnung φ_t bei uniaxialer Belastung beschrieben ist (Lankford, Snyder und Bauscher, 1950). Die r-Werte werden in Zugversuchen nach (DIN EN ISO 10113, 2014) bestimmt, wobei die Zugproben in verschiedenen Winkeln zur Walzrichtung aus dem Blech entnommen werden und die Winkel in den Indizes des r-Werts hinterlegt sind:

$$r_{0|45|90} = \frac{\varphi_b}{\varphi_t}.$$

Die Probengeometrien für den Zugversuch sind in (DIN 50125, 2004) genormt. In dieser Arbeit wird die Form E mit einer parallelen Länge von 45 mm und einer Probenbreite von 10 mm verwendet. Die Versuche werden quasistatisch bei einer Dehnrates von $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt.

4.2.2 Zugversuch bei erhöhter Temperatur

Konzept und Aufbau

Die hochgradig plastische Deformation von Werkstoffen durch ECAP wird im Allgemeinen von einer gesteigerten Triebkraft zur Erholung und Rekristallisation des Gefüges begleitet. Diesen Umstand gilt es bei der Charakterisierung des Umformverhaltens in Warmzugversuchen zu berücksichtigen. Um lokale Verformungen und Effekte zu analysieren, wird bei der Wahl der Charakterisierungsmethodik zudem Wert daraufgelegt, Zugänglichkeit zum Prüfkörper zu gewährleisten und so die optische Dehnungsmessung mittels Digital Image Correlation (DIC) zu ermöglichen. Zugänglichkeit ist zudem für die In-situ-Röntgenmessungen zur Charakterisierung der Mikrostruktur essenziell. Da für diese Messungen eine portable Zugprüfmaschine nötig ist, ist ein weiterer wichtiger Faktor die Flexibilität des Beheizungs- und Gesamtkonzepts. Die vergleichsweise geringen Heizraten konventionell eingesetzter Kammeröfen mit den damit verbundenen langen Aufheizzyklen, sowie der schlechten Zugänglichkeit, sind für die mecha-

nische Charakterisierung der thermisch instabilen Mikrostruktur ungeeignet. Eine Induktionsbeheizung ermöglicht zwar sehr hohe Aufheizraten, allerdings nur eine eingeschränkte Zugänglichkeit zur Probe. Im Rahmen dieser Studie wird daher ein widerstandsbeheiztes Konzept umgesetzt. Dabei wird sich der elektrische Widerstand des zu prüfenden Werkstoffs zu Nutzen gemacht, um die Probe mittels Stromdurchfluss aufzuheizen. Die wesentlichen Komponenten sind dabei in Abbildung 4.3 dargestellt. Für die makromechanische Untersuchung wird der Prüfaufbau in einer Universalprüfmaschine ZT150 Allround Line (ZwickRoell GmbH & Co. KG) betrieben. Die Stromversorgung erfolgt temperaturgeregelt über ein pe3000-6-D Gleichstromaggregat (Plating electronic GmbH). Der Strom wird mit Kupferkabeln (400 mm², Paul Druseidt Elektrotechnische Spezialfabrik GmbH & Co. KG) über Kupferkonduktoren in die Zugprobe eingeleitet, siehe Abbildung 4.3 (a). Die Konduktoren sind dabei in vertikalen Führungen (dunkelgraue Halter an den Stromkabeln) montiert, um sicherzustellen, dass die Probe nicht durch Querkräfte beeinflusst wird. Die Kupferkonduktoren werden mit Federringen an die Zugprobe gespannt, um auch bei einem Ausdünnen der Probe während des Versuchs einen konstanten Probenkontakt zu gewährleisten, siehe Abbildung 4.3 (c). Eine Isolierung hinter den Klemmeinsätzen in den Klemmbacken ermöglicht einen geschlossenen Stromkreis und verhindert größere Wärmeverluste während des Versuchs (Werkstoff GL-P, Firma Brandenburger Isoliertechnik GmbH & Co. KG), siehe Abbildung 4.3 (c). Die Klemmeinsätze sind gehärtet und aus Warmarbeitsstahl gefertigt, um den temperierten Anforderungen gerecht zu werden. Die Stromzufuhr wird über die Proben temperatur geregelt, wobei für die Temperaturmessung ein Pyrometer verwendet wird. Ein PID-Regler (proportional-integral-derivative) wird genutzt, um das gemessene Signal in der Software LabVIEW (Laboratory Virtual Instrument Engineering Workbench) zu verarbeiten und den Strom auf die Solltemperatur zu regeln. Bei der Auslegung der Temperaturmessung und -regelung, sowie der Dehnungsmessung, wird die Norm (DIN EN ISO 6892-2, 2018) als Richtlinie herangezogen, welche die uniaxiale Zugprüfung bei erhöhten Temperaturen beschreibt. Durch die Verwendung der Probengeometrie Form E ergibt sich durch das Kontaktieren mit den Konduktoren ein Anfangsmessbereich 20 x 10 mm². Für die Untersuchungen wird eine Zieltemperatur von 250 °C festgelegt. Dieser Wert liegt unterhalb der Rekristallisationstemperatur und entspricht der Temperatur industrieller Anwendungen und vergleichbarer Studien mit naturharten Aluminiumlegierungen (Illgen et al., 2021; Toros, Ozturk und Kacar, 2008). Der Fokus der Untersuchungen liegt dabei auf der Vergleichbarkeit zwischen Referenz- und ECAP-Zustand unter den bereits erläuterten Randbedingungen, die hier nochmals zusammengefasst sind:

- Schnelle Beheizung aufgrund thermischer Instabilität des Werkstoffs
- Zugänglichkeit zur Probe zur präzisen optischen Dehnungsmessung

- Flexibilität des Versuchsaufbaus für In-situ-Mikrostrukturuntersuchungen

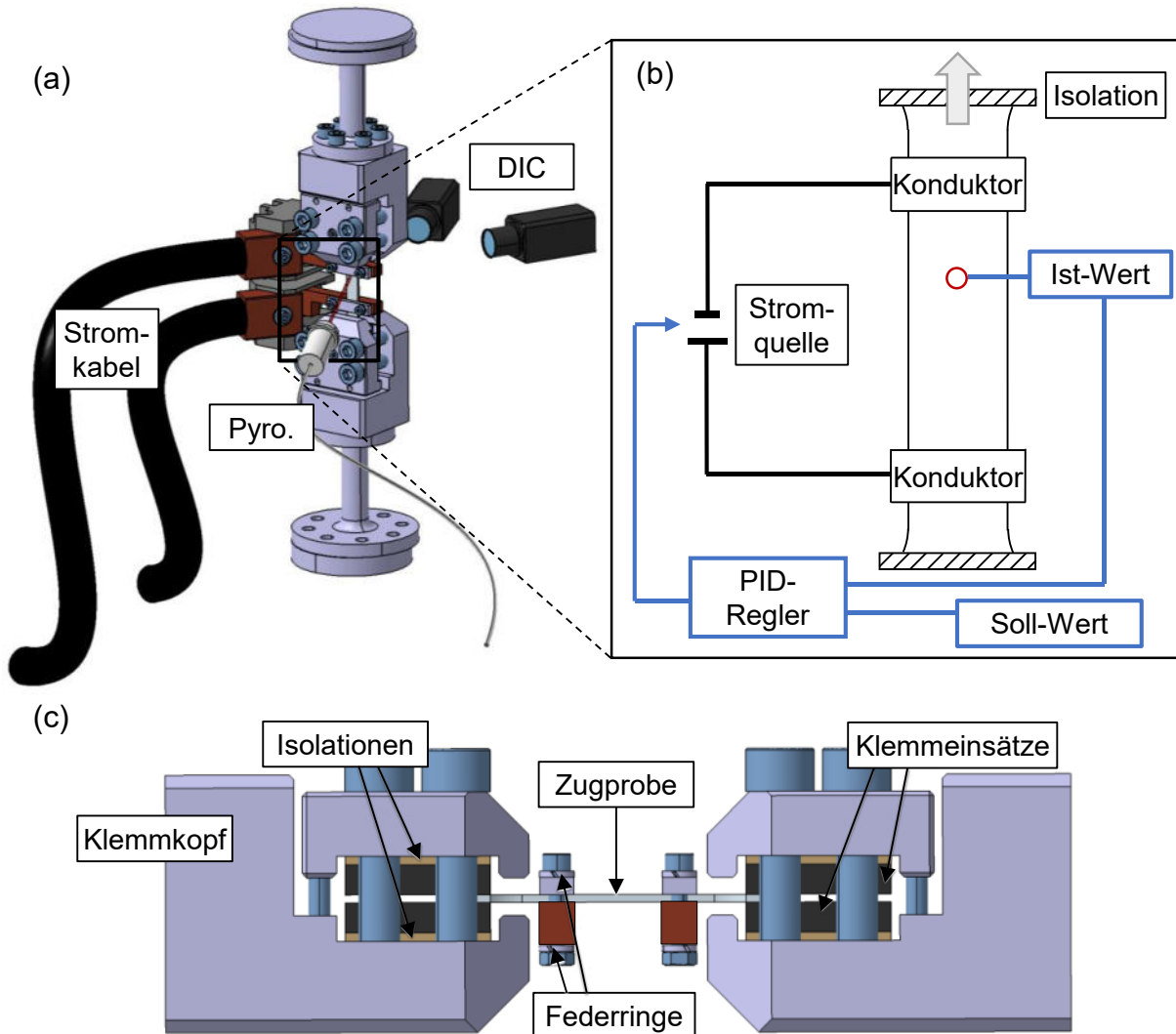


Abbildung 4.3: (a) Aufbau des beheizten Zugversuchs; über Kupferkabel wird Strom in die Probe geleitet, die Temperatur wird mittels Pyrometer gemessen und geregelt, die Dehnungen werden mittels DIC detektiert; (b) Schematische Aufbau der Prozessregelung; (c) Aufbau der isolierten Klemmbacken zur Kräfteinleitung in die Zugprobe.

Temperaturmessung

Da Reflexionen auf der Aluminiumoberfläche zu Fehlern bei der optischen Temperaturbestimmung führen, werden die Proben zunächst mit einem temperaturbeständigen matt-weißen Bor-Nitrid Lack beschichtet (HeBoCoat® SL-E 125, Henze Boron Nitride products AG). Ein Abstand von 50 mm wird zwischen dem Pyrometer CT-SF22-C3 (Spektralbereich 8-14 μm ; Micro-Epsilon Messtechnik GmbH & Co. KG) und der Probe gewählt, sodass sich ein Durchmesser des Messflecks von 6 mm ergibt (Micro-Epsilon, 2020). Das Pyrometer wird während

der Versuchsdurchführung über einen Flaschenzug mit halber Traversengeschwindigkeit in Zugrichtung bewegt, um die Temperaturmessung an einer möglichst konstanten Messposition zu gewährleisten. Für die Messung absoluter Temperaturwerte muss der Emissionskoeffizient des Pyrometers für den gegebenen Anwendungsfall kalibriert werden (VDI/VDE 3511-4.4, 2005). Dieser wird, wie vom Hersteller empfohlen und in Anlehnung an (VDI/VDE 3511-4.4, 2005), iterativ durch einen Abgleich mit Thermoelementen (Typ K, Firma Electronic Sensor GmbH) ermittelt (Micro-Epsilon, 2020). Dabei wird eine Probe mit dem anzuwendenden Konzept beheizt und die Temperatur zeitgleich mit Thermoelement und mit dem Pyrometer gemessen. Die Emissionsgrad-Einstellung wird iterativ soweit verändert, bis die Messwerte zwischen Thermoelement und Pyrometer übereinstimmen. Der so ermittelte Emissionsgrad stellt dabei nicht den tatsächlichen Emissionsgrad des Blechs mit der Beschichtung dar, sondern gibt vielmehr eine optimale Einstellung für den einzelnen Anwendungsfall wieder, sodass äußere Einflussfaktoren kompensiert werden. Für dieses Vorgehen wird ein Thermoelement auf eine im Prüfstand eingespannte Zugprobe aufgeschweißt, analog zu (Gerhardt, 2015). Auf der dem Thermoelement gegenüberliegenden Seite wird das Pyrometer im Zielabstand ausgerichtet. Die Probe wird mit der Widerstandsbeheizung stufenweise bis zu einer Temperatur von 300 °C beheizt, siehe Abbildung 4.4 (a) bis ca. 60 s. Aufgrund des Stromflusses in der Zugprobe durch die Widerstandsbeheizung ist dabei das Messsignal des Thermoelements verfälscht und liegt unterhalb des Pyrometersignals. Sobald allerdings die Stromquelle abgeschaltet wird, gibt die Thermoelementmessung den korrekten absoluten Temperaturwert wieder, siehe ca. 150 s. Ab diesem Zeitpunkt werden die beiden Messsignale für die Zieltemperatur von 250 °C iterativ kalibriert, siehe Abbildung 4.4 (b). Der Emissionskoeffizient $\varepsilon = 0,96$ kann so für das vorliegende spektrale Fenster bestimmt werden. Ähnliche Werte konnten auch in anderen Studien über die Kalibrierung mittels Ofenbeheizung ermittelt werden (Gruber et al., 2022) und passen gut zum vorgeschlagenen Wertebereich des Herstellers von 0,9 bis 0,95 (Micro-Epsilon, 2020).

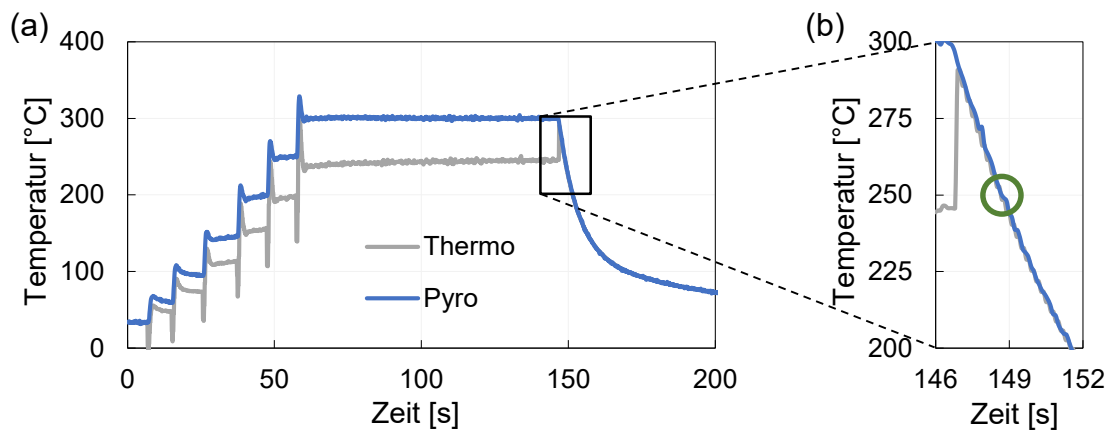


Abbildung 4.4: (a) Temperaturverläufe der Pyrometer- und Thermoelementmessung zur Kalibrierung des Pyrometers; (b) Ausschnitt der Temperaturmessung im Kalibrierbereich bei 250 °C; die Messkurven zeigen für den Emissionskoeffizienten 0,96 eine gute Übereinstimmung.

Zur Bestimmung der Temperaturverteilung entlang der Probenlänge wird die Thermografiekamera Optris Xi 400 (Optris GmbH) verwendet. Diese erlaubt die Messung von Temperaturprofilen in einem Temperaturbereich von -20 °C bis 1500 °C und für den verwendeten Spektralbereich von 150 °C bis 900 °C, siehe Abbildung 4.5. Für den Emissionskoeffizienten der Thermografiekamera wird ebenfalls der Wert des Pyrometers von 0,96 verwendet. Da die Thermografie aufgrund des großen Messfelds sensibler auf äußere Einflüsse reagiert, stimmen die absoluten Werte zwischen Pyrometer und Thermografiekamera für denselben Emissionskoeffizienten allerdings nicht überein. Deshalb wird der Wert des Pyrometers herangezogen, um die Werte der Thermografie zu kalibrieren. Da die Position des Pyrometers im Messbereich der Thermokamera bekannt ist, kann der Wert der Thermografiekamera an dieser Position an den Wert der Pyrometermessung angepasst werden. Auch die Thermografiekamera wird während des Versuchs mit halber Traversengeschwindigkeit in Zugrichtung bewegt. Voruntersuchungen haben gezeigt, dass sich bei erhöhten Dehnungen im Bereich der Einschnürung in der Probenmitte die Lackschicht leicht ablöst und das Messergebnis des Pyrometers durch Reflexionen verfälscht wird, siehe Abbildung 4.5 (c) und (d). Um dieser Ungenauigkeit entgegenzuwirken wird die Messposition des Pyrometers außermittig gewählt. Durch die Bewegung des Pyrometers mit halber Abzugsgeschwindigkeit der Traverse verschiebt sich auch der Messpunkt des Pyrometers um $\Delta l / 2$. Da die Proben­temperatur in Richtung der Kupferklemmen abfällt, muss für die Regeltemperatur ein niedrigerer Wert bei außermittiger Temperaturmessung eingestellt werden, wenn im Mittelpunkt die Zieltemperatur von 250 °C erreicht werden soll. Die Voruntersuchungen konnten zeigen, dass bei einer Wahl der Messposition 6 mm oberhalb des Probenmittelpunkts eine Solltemperatur von 240 °C gewählt werden muss. Interpoliert man den Bereich mit abgelöster Lackierung mit einer quadratischen Funktion, die in den stabilen Bereich

der Kurve gefittet wird, so erkennt man, dass in der Probenmitte nach wie vor ein Temperaturmaximum von 250 °C anliegt. Die Norm für die Zugprüfung bei erhöhten Temperaturen gibt im Temperaturbereich von unter 600 °C eine Abweichung zwischen Soll- und Ist-Temperatur von ± 3 °C an. Das vorgestellte Verfahren erlaubt eine gute Näherung an den Zielwert von 250 °C innerhalb der Grenzen, die durch die Norm empfohlen sind und ist für die zu untersuchenden Proben geeignet.

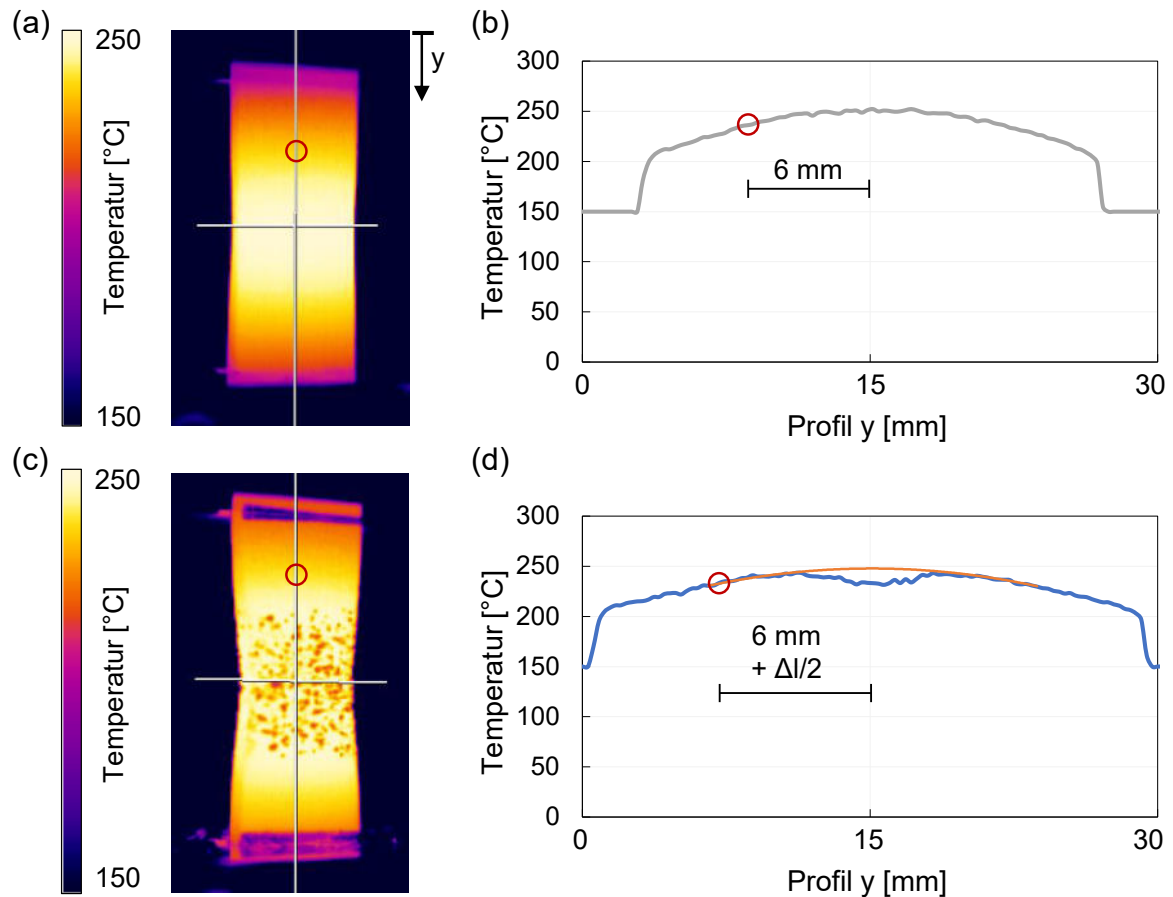


Abbildung 4.5: (a) Temperaturverteilung der beheizten Zugprobe kurz nach Beginn des plastischen Fließens und (b) das zugehörige Temperaturprofil entlang der y-Achse; (c) Temperaturverteilung der beheizten Zugprobe bei hoher plastischer Dehnung und (d) das zugehörige Temperaturprofil entlang der y-Achse.

Temperaturregelung

Das Messsignal des Pyrometers dient als Input für den PID-Regler und stellt den Ist-Wert dar. Die in LabVIEW voreingestellten PID-Parameter ($k_c = 1$, $T_i = 0,01$ und $T_d = 0$) werden in Voruntersuchungen sukzessive verändert, bis ein Regelverhalten vorliegt, das keine starken Über-

schwinger aufweist und sich schnell auf die Regeltemperatur einschwingt. Die Parameter werden so zu $k_c = 1$, $T_i = 0,01$ und $T_d = 2$ bestimmt. Die Verbindung zwischen Regler und Gleichstromquelle erfolgt über eine Profinet-Schnittstelle (*Process Field Network*, Nachfolger von Profibus DP). Diese ist in der Automatisierungstechnik weit verbreitet, echtzeitfähig und robust. Für die Umsetzung der Schnittstelle sind drei weitere Module erforderlich. Die Stromquelle wird über ein Ethernet-Kabel mit dem Gateway pe900-577-C-RB (Plating electronic GmbH) verbunden. Dieses Gateway übersetzt das proprietäre peRB-Signal der Stromquelle in ein serielles CAN-Bussignal. Das CAN-Signal wird im CAN-Profinet IRT-Gateway (HMS Industrial Networks GmbH) in ein Profinet-Signal gewandelt. Über einen PCIe-Anschluss (Kunbus GmbH) kann das Profinet-Signal schließlich in LabVIEW verwendet werden. Zu beachten gilt es, dass der elektrische Widerstand R_T mit zunehmender Temperatur ansteigt:

$$R_T = \rho_{RT} \cdot \frac{l}{A} (1 + \alpha_{RT}(T - T_{RT})) .$$

Der Parameter ρ_{RT} ist der spezifische Widerstand des Werkstoffs bei Raumtemperatur, A der Leiterquerschnitt, l die Länge des Leiters und α_{RT} ein materialspezifischer Temperaturkoeffizient. Die Temperatur der Probe wird durch die thermische Leitfähigkeit des Stromkreislaufs in weitere Bereiche überführt und so nimmt der Gesamtwiderstand des Stromkreislaufs allmählich zu. Mit steigendem Widerstand für die benötigte Wärmeleistung \dot{Q}_{Strom} weniger Strom I benötigt:

$$\dot{Q}_{Strom} = I^2 \cdot R_T .$$

Dehnungsmessung

Zur Messung der Dehnungen mittels DIC wird die Probenrückseite ebenfalls matt weiß mit Bornitrid grundiert. Es wird eine temperaturbeständige schwarze Farbe verwendet, um ein stochastisches Muster zu erzeugen (Mipatherm Spray schwarz, MIPA SE). Bei Zugversuchen mit erhöhter Temperatur findet die Norm (DIN EN ISO 6892-2, 2018) Anwendung. Hier ist eine zulässige Temperaturabweichung über die Länge der Probe von ± 3 °C festgelegt, um vergleichbare Ergebnisse zu erzielen. Die Abnahme der Temperatur in Richtung Konduktoren hat auf die Dehnungsmessung einen Einfluss, da ein großer Teil der Deformation im Bereich der Probenmitte, in dem die Temperaturunterschiede geringer sind, stattfindet. Anhand der Thermografieergebnisse kann ein Messbereich von 8 mm für die Umformtemperatur 250 °C vor der

Zugbelastung der Probe für den Toleranzbereich von ± 3 °C identifiziert werden. Dementsprechend wird dieser Wert für die Anfangsmesslänge von 8 mm verwendet. Die Bestimmung der Anfangsmesslänge zur Auswertung der plastischen Dehnungen konnte ohne Thermographie und DIC von (Mueller, 1999) bestimmt werden, indem vor dem Versuch mit einem Vickersindenter Markierungen in die Probe eingebracht wurden und so die lokalen Dehnungen nachträglich berechnet werden konnten. So konnte er beispielsweise die Anfangsmesslänge für einen austenitischen Stahl bei einer Umformtemperatur von 1000 °C auf eine Bezugslänge von 7,8 mm bestimmen. Die Versuchsgeschwindigkeit wird auf Basis der Anfangsmesslänge für eine Dehnrate von 10^{-3} s^{-1} festgelegt. Das bereits angesprochene Ablösen der Beschichtung hat auch auf die Dehnungsmessung einen Einfluss. In den Einstellungen der Aramis Software kann allerdings für verlorene Facetten eine Interpolation der Dehnungswerte durchgeführt werden und so können die Dehnungen für die Versuche bei 250 °C bis zum Bruch detektiert werden. Die Parametereinstellung des Aramissystems finden sich in Anhang 1.

Versuchsdurchführung

Alle Versuchsproben werden unter Anwendung von Drehmoment in den schraubbaren Klemmbacken eingespannt und mit einer Vorkraft von 20 N belastet. Vor jeder Prüfung wird das Pyrometer neu positioniert, da ein Einspannen der Zugprobe in den Backen mit verbautem Pyrometer nicht möglich ist und nur so eine genaue Positionierung der Temperaturmessung gewährleistet werden kann. Vor der Durchführung der Zugprüfung erfolgt die Beheizung der Probe. Durch die positive Wärmedehnung des Aluminiumwerkstoffs längt sich die Probe. Während der Beheizung wird die Zugprüfmaschine dementsprechend auf eine Kraftregelung eingestellt, um ein Knicken der Probe und eine konstante Vorkraft auch während der Beheizung zu garantieren. Die Beheizung erfolgt analog zu den Voruntersuchungen zur Kalibrierung des Emissionskoeffizienten in 50 °C Schritten, siehe Abbildung 4.6 (a). So kann gewährleistet werden, dass die Wärmedehnungsrate der Aluminiumprobe die Regelungsgeschwindigkeit der Universalprüfmaschine nicht übersteigt. Dennoch wird eine schnelle Beheizungszeit von unter 90 s für alle Zugproben sichergestellt. Während der Versuche werden die Pyrometertemperatur und der benötigte Beheizungsstrom der Gleichstromquelle aufgezeichnet, siehe Abbildung 4.6 (b). Durch die Aufheizung der Komponenten des gesamten Stromkreislaufs während des Versuchs (Kabel, Konduktoren, Klemmen, etc.), sinkt der elektrische Widerstand des Gesamtsystems. Die nötige Leistung zur Beheizung der Zugprobe sinkt dementsprechend und so nimmt die Stromstärke während des Versuchs ab. Abbildung 4.6 (b) zeigt eine Dauer von 10 min, in der

der benötigte Strom um ungefähr ein Drittel abnimmt. Das Temperatursignal liegt dabei innerhalb der ± 3 °C Grenze und das Mittel bleibt konstant auf Solltemperatur.

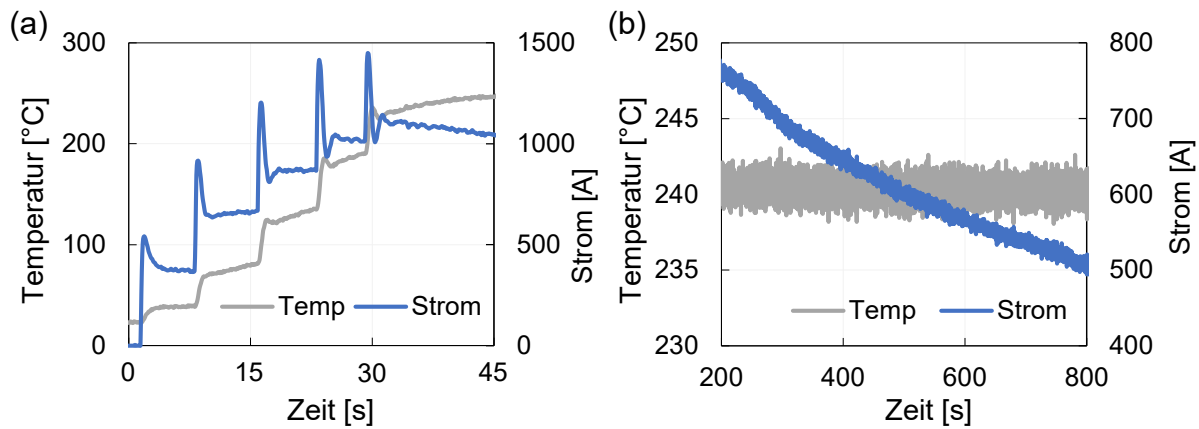


Abbildung 4.6: (a) Das Temperatur-Zeit-Diagramm zeigt den stufenweisen Aufheizvorgang bei der Durchführung der beheizten Zugversuche; (b) Temperatur- und Stromverlauf über die Zeit.

Zugversuch bei erhöhter Temperatur für In-situ-Röntgenbeugung

Zur Untersuchung mikrostruktureller Mechanismen während des Zugversuchs, werden In-situ-Röntgenmessungen durchgeführt. Aus Logistik- und Platzgründen kann die Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell für diese Messungen nicht verwendet werden, siehe Anhang 2. Es wird daher eine für Neutronenbeugungsexperimente entwickelte Zugprüfmaschine verwendet (Hoelzel et al., 2013). Um eine möglichst gleichmäßige und genaue Positionierung des Strahls auf der Probe zu erreichen, wird die Zugprüfmaschine auf einen höhensteuerbaren Tisch montiert, der mit halber Geschwindigkeit entgegen der Zugbelastungsrichtung bewegt wird. Da es nicht möglich ist, das DIC-System während der In-situ-Messungen zu verwenden, wird die Dehnung anhand des Traversenwegs der Maschine bestimmt. Der verwendete Synchrotronstrahl hat eine Wellenlänge von $0,14235 \text{ \AA}$ und eine Strahlgröße von $0,7 \times 0,7 \text{ mm}^2$. Ein Detektor vom Typ Perkin Elmer XRD 1621 mit 2048×2048 Pixeln und einer Pixelgröße von $200 \times 200 \text{ }\mu\text{m}^2$ wird für die Untersuchungen verwendet, siehe Abbildung 4.7. Lanthanhexaborid-Pulver (LaB_6 -Pulver) mit einer Dicke von 2 mm, was in etwa der Probendicke entspricht, wird verwendet, um den Abstand zwischen Probe und Detektor zu bestimmen und die Messung um die instrumentelle Auflösung zu korrigieren. Die Detektordistanz von 1062 mm zur Probe ermöglicht die Detektion von neun Gitterebenen: (111), (200), (220), (311), (222), (400), (331), (420) und (422). Der Messaufbau erlaubt Röntgenmessungen mit einer Frequenz von 1 Hz, was In-situ-Messungen ermöglicht ohne, wie beispielsweise bei der Neutronenbeugung, die Zugprüfung für die Messung stoppen zu müssen.

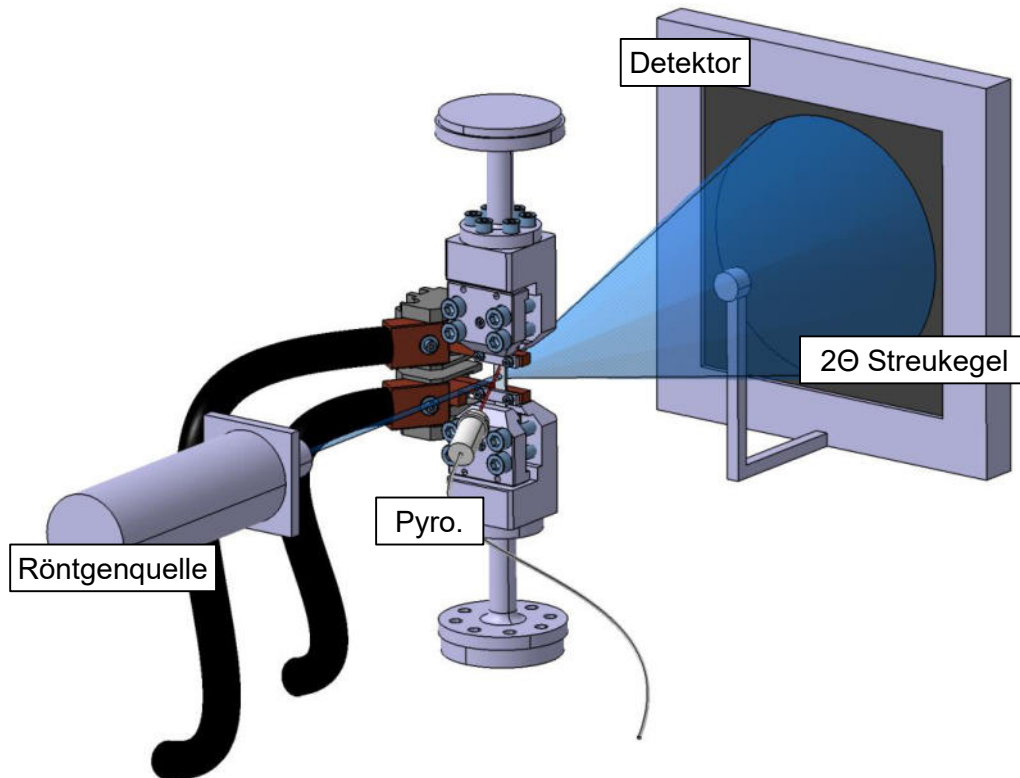


Abbildung 4.7: Messaufbau für die In-situ-Synchrotronmessungen mit geregelter Beheizung der Zugprobe.

4.2.3 Hydraulischer Tiefungsversuch

In realen Umformprozessen treten in der Regel neben uniaxialen auch mehrachsige Spannungszustände auf. Der hydraulische Tiefungsversuch (engl. Bulge-Test) bietet eine Möglichkeit zur Prüfung des equibiaxialen Spannungszustands. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.8 dargestellt. Die Blechprobe wird zwischen Matrize und Niederhalter eingespannt und von einer Seite mit Druck beaufschlagt. In der Regel wird Öl als Druckumformmedium verwendet. Die hydraulischen Tiefungsversuche werden auf einer Blechumformprüfmaschine BUP 1000 (ZwickRoell GmbH & Co. KG) durchgeführt. Die Probe wird durch biaxiales Streckziehen bis zum Versagen belastet und Biegeeffekte werden vernachlässigt. Die Fließspannung hängt dabei nur vom Umformdruck p , vom Krümmungsradius ρ und von der aktuellen Blechdicke t ab (DIN EN ISO 16808, 2014):

$$\sigma = p \cdot \frac{\rho}{2t}.$$

Die Norm (DIN EN ISO 16808, 2014) fordert zur Auswertung eine kontinuierliche optische 3D-Verformungsmessung der Probenoberfläche. Dafür wird ein GOM 4M DIC-System einge-

setzt. Anhand der Messung werden aus den Koordinaten x , y und z der Haupt- und Nebenumformgrad φ_1 und φ_2 berechnet. Die Dickenänderung φ_3 kann anschließend nach dem Prinzip der Volumenkonstanz aus $\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0$ berechnet werden. Der Krümmungsradius ρ wird ebenfalls aus den Koordinaten x , y und z ermittelt und mit einer sphärischen Ausgleichsfläche bestimmt. (Volk, Heinle und Grass, 2011)

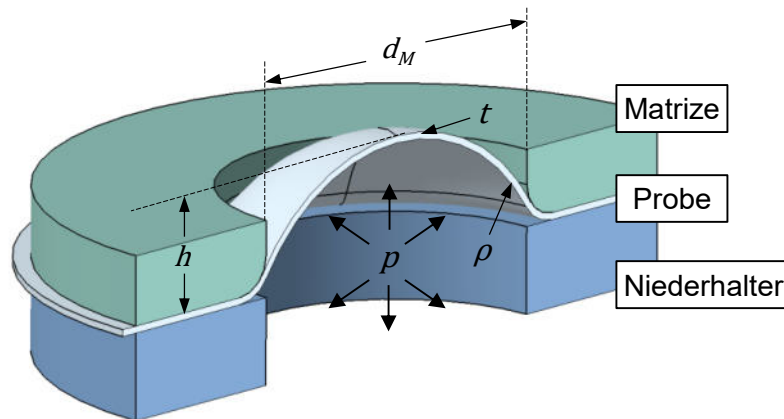


Abbildung 4.8: Aufbau des hydraulischen Tiefungsversuchs nach (DIN EN ISO 16808, 2014).

4.2.4 Miyauchi-Test

Zusätzlich zur Extrapolation auf Basis des Bulge-Versuchs wird in dieser Arbeit eine Extrapolationsstrategie mit einem Versuch verfolgt, der einen ähnlichen Spannungszustand wie das ECAP aufweist. Hierbei wird auf den Miyauchi-Versuch zurückgegriffen, bei dem der Prüfkörper aus drei Klemmbereichen besteht, die mit zwei Stegen verbunden sind, siehe Abbildung 4.9 (a) (Yin et al., 2014). Um Scherspannungen in den Stegen zu erzeugen, werden die äußeren beiden Klemmbereiche fixiert und der mittlere linear nach oben abgezogen. Abbildung (a) zeigt den eigens entwickelten Miyauchi-Prüfstand, der in einer Universalprüfmaschine Z150 betrieben wird. Abbildung 4.9 (b) und (c) zeigen die Geometrie des Prüfkörpers. Um die Scherdehnung in einem bestimmten Bereich homogen zu halten, werden in den Scherdeformationsbereich der Proben Nuten eingefräst. Die Belastungsrichtung verläuft parallel zur Walzrichtung (0°). Zur Messung der Deformation wird ein GOM Aramis SRX DIC-System an der linken Scherzone der symmetrischen Probe eingesetzt. Eine konstante Traversengeschwindigkeit von $0,0025 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ wird verwendet, um eine quasistatische Dehnrates im Scherbereich der Probe zu erhalten. Zur Analyse thermischer Parameter unter Scherspannungen wird an verschiedenen Messstellen an der Probe die Temperatur gemessen. Die Temperatur T_{PT} wird während des Versuchs in der rechten Nut mit einem PT1000-Sensor ermittelt (Vitzthum et al., 2019). Um Rückschlüsse auf die Wärmeleitung im Material ziehen zu können, werden außerdem Löcher

in die Seite der Probe gebohrt. In diesen Löchern werden die Temperaturen mit Thermoelementen vom Typ K (T_{TE1} , T_{TE2}) gemessen. Die Abstände zwischen den Messpunkten T_{PT} und T_{TE1} und zwischen T_{PT} und T_{TE2} betragen 3,5 mm bzw. 9,5 mm. Die Symmetrie der Probe ermöglicht die Korrelation der gemessenen Dehnung im linken Steg mit dem Temperatursignal T_{PT} des rechten Stegs. Für die Untersuchungen mit Temperaturmessungen wird eine Traversengeschwindigkeit von $2,5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ verwendet, um eine Dehnrage von ca. 1 s^{-1} zu erreichen, was den Prüfbedingungen beim ECAP entspricht. Um die Messungen zu validieren, werden zudem Versuche mit einer Dehnrage von 4 s^{-1} bei einer Traversengeschwindigkeit von $10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ durchgeführt.

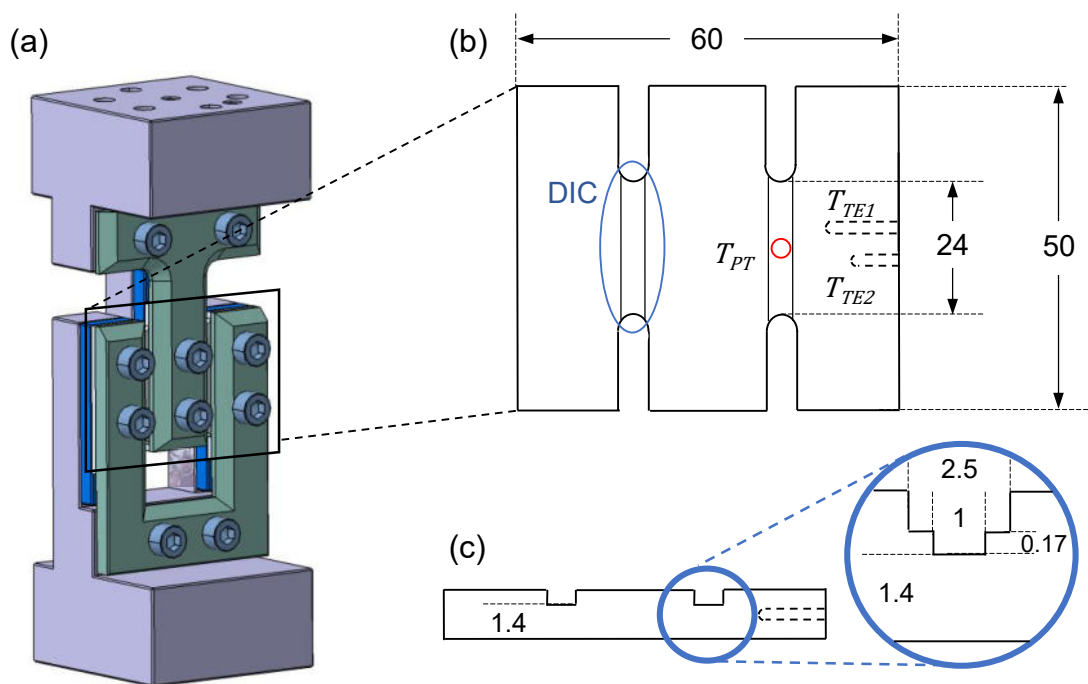


Abbildung 4.9: (a) Aufbau des Miyauchi-Tests; (b) schematische Darstellung der Probengeometrie und Messpunkte zur Temperaturmessung; (c) schematische Seitenansicht der Probengeometrie und vergrößerte Ansicht der Nut.

4.2.5 Schichtstauchversuch

Eine Beschreibung der biaxialen Anisotropie liefert der r_b -Wert, der das Verhältnis der Dehnungen in Walzrichtung und 90° zur Walzrichtung im biaxialen Spannungszustand darstellt. Der r_b -Wert kann beispielsweise mit dem Schichtstauchversuch ermittelt werden, bei dem mehrere übereinander gestapelte Blechronden in Blechdickenrichtung gestaucht werden. Für den Versuch werden die einzelnen Ronden abhängig ihrer Walzrichtung angeordnet und vor dem

Versuch vermessen. Nach dem Pressen zwischen zwei Druckplatten werden die einzelnen Ronden nochmals vermessen und es kann das Verhältnis der Dehnungen jeweils 0° und 90° zur Walzrichtung bestimmt werden (Herzig, Abdel-Malek und Meyer, 2010):

$$r_b = \frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_{90}}.$$

Pro Versuch werden zehn Ronden mit einem Durchmesser von 18 mm gestapelt und acht verschiedene Stauchdicken, also acht Probenstapel, getestet, um eine valide Datenbasis für die r_b -Wert Bestimmung zu erzielen.

4.2.6 MUC-Test

Im vorliegenden Forschungsvorhaben werden Simulationen verwendet, um Lösungsansätze für die Problemstellungen zu erarbeiten und das Blech-ECAP zu verbessern. Eine Simulation ist nur so gut wie die Daten, die als Input verwendet werden, und daher sollen die Materialmodelle hinsichtlich ihrer Güte bewertet und validiert werden. Ein geeignetes Tool dafür ist der MUC-Test (Material Under Control) nach (Eder, Gruber und Volk, 2022), siehe Abbildung 4.10. Bei diesem Test werden drei Probengeometrien (70, 110, 230 mm) unter je drei Walzrichtungen mit einem Werkzeug umgeformt, das eine komplexe Geometrie aufweist, siehe Abbildung (a). Dieser Versuch wird numerisch in der Software LS-Dyna abgebildet und durch einen Vergleich zwischen Experiment und Simulation lässt sich auf Basis der Haupt- und Nebenformänderung sowie der Stempelkraft ein einzelner skalarer Wert berechnen, der die Güte eines Materialmodells beschreibt. Durch die Bewertung von bisher 35 Materialmodellen konnte so in (Eder, 2023) ein Richtwert in Abhängigkeit vom Stempelhub ausgearbeitet werden, anhand dessen eine Aussage über die Qualität eines Materialmodells getätigt werden kann, siehe Abbildung 4.10 (c). Die Bewertung erfolgt schließlich auf der Distanz x des skalaren Werts des zu bewertenden Modells (Kreis) zum Richtwert der bisher bestimmten Modelle. Unter Berücksichtigung der Dehnungen und der Stempelkraft ergibt sich aus der Datenbasis nach (Eder, 2023) ein Bereich um den Richtwert, der als Bewertungsbasis der Qualität des Materialmodells herangezogen wird. Das bedeutet, dass ein Materialmodell oberhalb dieses Bereichs um den Richtwert als „nicht gut“ bewertet wird, wie im Beispiel in Abbildung 4.10 (c). Liegt der Wert unterhalb des Bereichs, so gilt das Materialmodell als überdurchschnittlich gut. Über Gewichtungsfaktoren kann zudem der Bewertungsfokus auf Dehnungen oder die Stempelkraft gelegt werden.

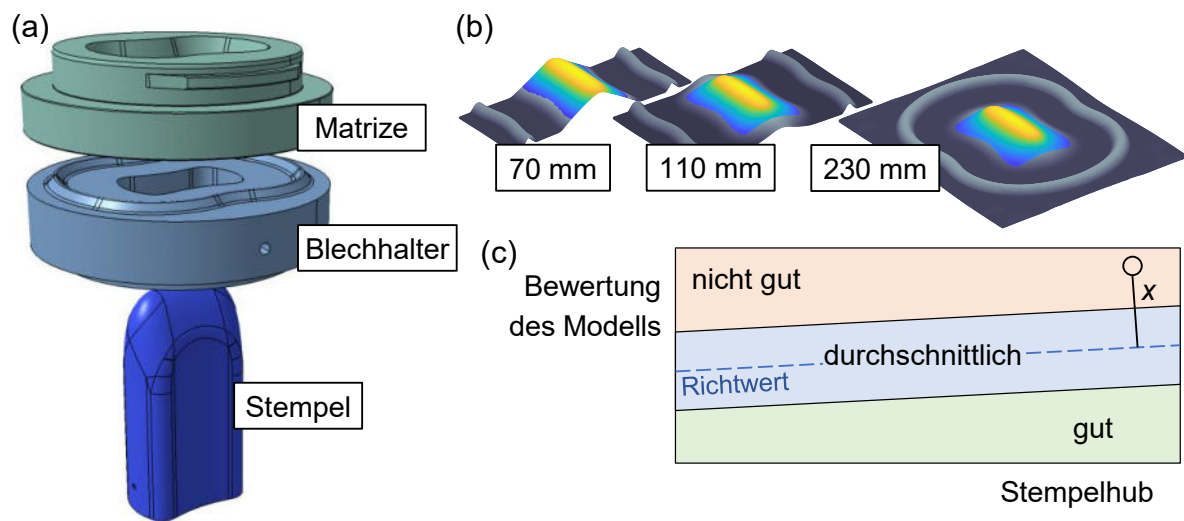


Abbildung 4.10: (a) Werkzeug des MUC-Tests; (b) verwendete Probengeometrien und auswertbarer Bereich der MUC-Test Proben; (c) schematische Darstellung des Bewertungsbereichs.

4.2.7 Push-out-Test

Für die iterative Ermittlung des Johnson-Cook-Bruchkriteriums wird der Push-out-Test herangezogen (Johnson und Cook, 1985; Greß et al., 2019). Das Experiment wird mit dem in Abbildung 4.11 dargestellten Werkzeug durchgeführt, welches in eine Universalprüfmaschine ZwickRoell ZT150 Allround Line eingebaut wird. Die scheibenförmige Aluminiumprobe wird mit dem Niederhalter gegen die Matrize (Durchmesser $d_M = 18$ mm; $r_M = 0,06$ mm) gespannt. Der Stempel (Durchmesser $d_S = 17$ mm; $r_S = 0,06$ mm; Matrizenpalt $c = 0,5$ mm) ist an der Traverse der Universalprüfmaschine befestigt und wird über eine Gleitbuchse geführt. Durch die Verschiebung des Stempels mit einer konstanten Geschwindigkeit von 1 mm/min werden Scherspannungen in der Aluminiumprobe erzeugt, bis es zum Bruch kommt. Die Scherzone wird im Anschluss optisch analysiert. Zu diesem Zweck werden die Proben mittig aufgetrennt und der Querschnitt geschliffen und poliert. Mit einem Digitalmikroskop (Keyence VHX 2000) werden die freigelegten Schnittflächen auf ihre geometrischen Charakteristika hin vermessen. Wichtig ist dabei die Unterscheidung der einzelnen Schnittflächen nach der VDI-Richtlinie (VDI 2906-2, 1994): Kanteneinzug, Glattschnitt, Bruchfläche und Grat.

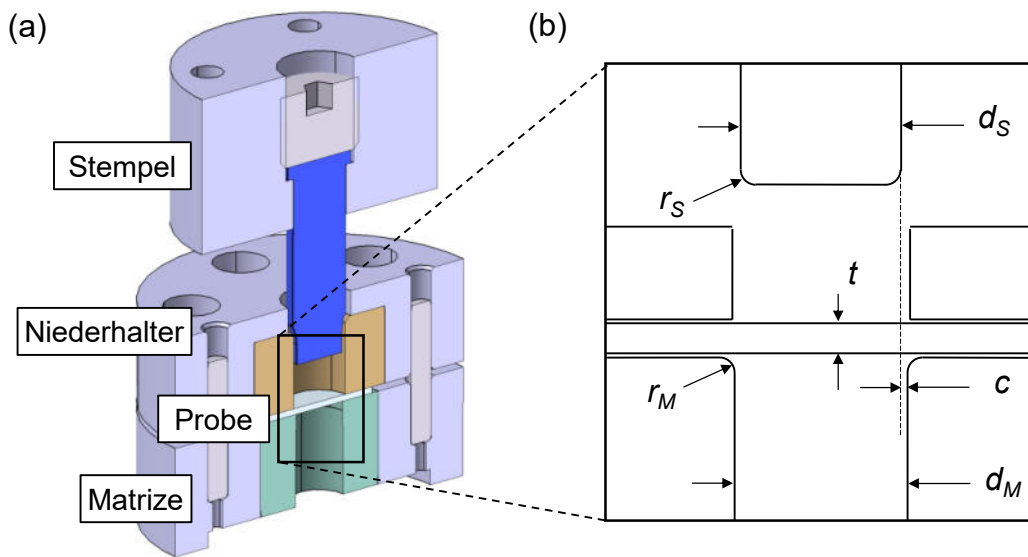


Abbildung 4.11: (a) CAD-Modell des Push-out Werkzeugs; (b) schematische Darstellung des Push-out Werkzeugs mit den geometrischen Parametern der Aktivelemente.

4.2.8 Mikrohärteprüfung

Die Mikrohärte wird mit einem Vickersindenter mit dem Mikro-Eindruckhärteprüfgerät AMH43 (LECO Instrumente GmbH) nach (DIN EN ISO 6507-1, 2022) gemessen. Für die Untersuchungen wird eine Last von 0,1 N verwendet und die Vermessung des Eindrucks erfolgt automatisch durch das Messgerät. Die in dieser Forschungsarbeit angegebene Einheit HV (= Härte nach Vickers) bezieht sich immer auf die Last von 0,1 N. Die Eindrücke sind in zwei versetzten Zeilen über die Blechdicke hinweg angeordnet, wobei die Zeilen einen Abstand von 0,3 mm zueinander bilden. Die Eindrücke einer Zeile haben denselben Abstand von 0,3 mm. Durch die versetzte Anordnung der beiden Zeilen ergibt sich ein Messabstand von 0,15 mm über die Blechdicke, ohne dass sich die Messpunkte gegenseitig beeinflussen (Gruber et al., 2019). Zum Rand, also der Blechoberfläche, wird ein Abstand von 0,15 mm eingehalten, um Randeffekte möglichst zu vermeiden.

4.2.9 In-situ-Röntgenbeugung mit Synchrotronstrahlung

Um Rückschlüsse auf das Verhalten der Mikrostruktur während einer Verformung zu ziehen, werden in dieser Forschungsarbeit In-situ-Beugungsexperimente mit Synchrotronstrahlung am Teilchenbeschleuniger PETRA III des Deutschen Elektronensynchrotrons (DESY) durchgeführt. Die hohe Energie und Brillanz ermöglichen es gegenüber konventioneller Röntgenstrahlung nicht nur knapp unter der Probenoberfläche die Mikrostruktur zu untersuchen, sondern Transmissionsmessungen an metallischen Werkstoffen durchzuführen. So können hoch aufge-

löste In-situ-Röntgenmessungen ermöglicht werden. Erzeugt wird Synchrotronstrahlung, indem elektromagnetisch beschleunigte Elektronen von ihrer Flugbahn abgelenkt werden, was zur tangentialen Emission der hochenergetischen Strahlung führt. (Spieß et al., 2019)

Die Basis der Beugung von Strahlung bilden die Erkenntnisse der Bragg-Gleichung (Bragg und Bragg, 1913). Die Gesetzmäßigkeit beschreibt das Verhalten der Strahlungen, die beim Durchgang durch einen Kristall Interferenzen bilden, siehe Abbildung 4.12. Die Beugung der Strahlung gibt in Abhängigkeit des Einfallswinkels θ Auskunft über den Atomgitterabstand d_{hkl} und somit die Struktur des Körpers, siehe Abbildung. Interferenz tritt auf, wenn der Abstand s ($= d_{hkl} \sin \theta$) einem Vielfachen n der Wellenlänge λ entspricht:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta$$

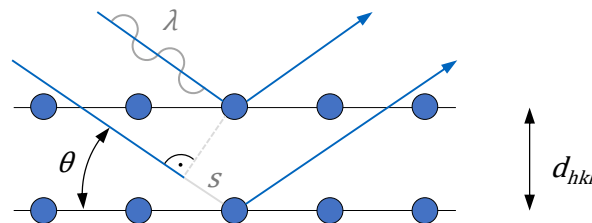


Abbildung 4.12: Schematische Skizze der Gitterebenen und einfallender Strahlung zur Parameterbestimmung der Bragg-Gleichung.

Für kubische Kristallgitter kann der Gitterabstand d_{hkl} auch über die Gitterkonstante a und die Miller-Indizes berechnet werden:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

In einem polykristallinen Material reflektieren gemäß der Bragg-Gleichung alle gleich ausgerichteten Gitterebenen unter bestimmten 2θ -Winkeln. Darauf basierend entwickelten Debye und Scherrer eine Methode zur Untersuchung von Kristallstrukturen mit Transmissionsexperimenten (Debye und Scherrer, 1916). Die Strahlung wird am Kristallgitter der Probe gestreut, wodurch ein Streukegel entsteht, der von einem Detektor aufgefangen werden kann, siehe Abbildung 4.13. Das Kristallgitter und das Materialverhalten im Allgemeinen können anhand der erhaltenen Verteilung, Form und Intensität der Ringe bewertet werden. Werden beispielsweise verschiedene Kreissegmente der Ringe miteinander verglichen, lassen sich Informationen über elastische Gitterdehnungen, Mikrodehnungen auf Basis von Gitterverzerrungen und die Textur im Material gewinnen. (Repper, 2010)

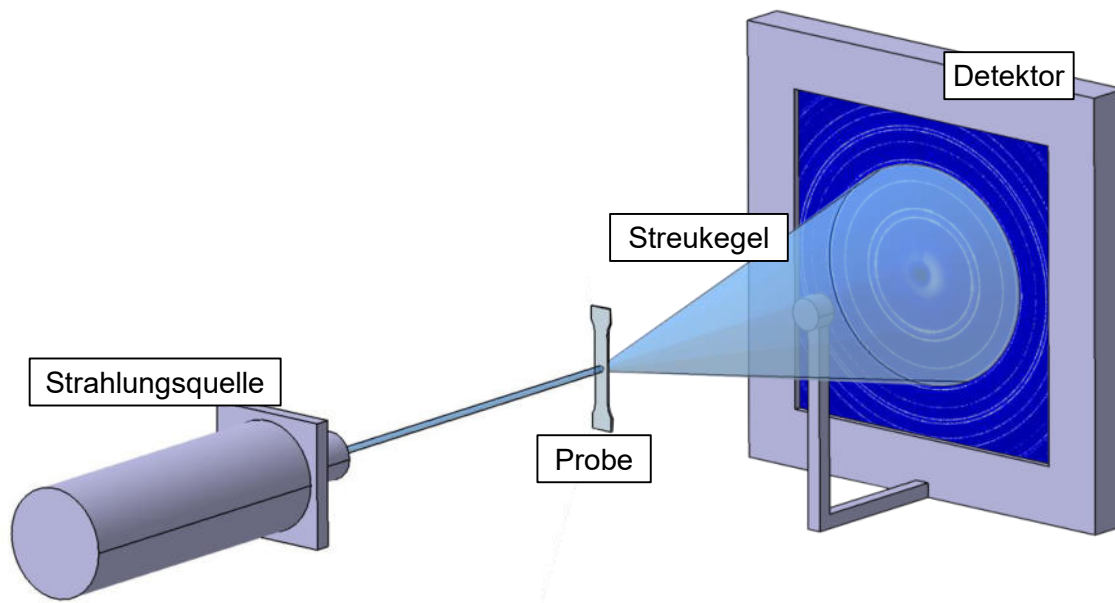


Abbildung 4.13: Aufbau und Vorgehen der Transmissionsversuche zur Detektion der Debye-Scherrer-Ringe.

Zur Untersuchung und Bewertung des Werkstoffs werden die Debye-Scherrer-Ringe mit der Software Fit2d in eindimensionale Beugungsprofile aufintegriert (Hammersley, 2016). In der vorliegenden Forschungsarbeit wird ein speziell für diesen Zweck standardisiertes (LaB_6)-Pulver verwendet, um den Abstand zwischen Probe und Detektor zu bestimmen und die Messung um die instrumentelle Auflösung zu korrigieren. Bei der verwendeten Distanz zwischen Probe und Detektor von 1062 mm ergeben sich neun Ringe, die den jeweiligen Gitterebenen entsprechen. Abbildung 4.14 (b) zeigt das zugehörige eindimensionale Beugungsprofil für die Aluminiumlegierung AA5083. In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse in longitudinaler Richtung in einem Sektor von 20° ausgewertet. Zur Orientierung sind in Abbildung 4.14 (a) die Gitterebenen (111) und (200) mit der höchsten Intensität markiert. Es ergibt sich ein Beugungsprofil mit der Intensität in Abhängigkeit des Bragg-Winkels.

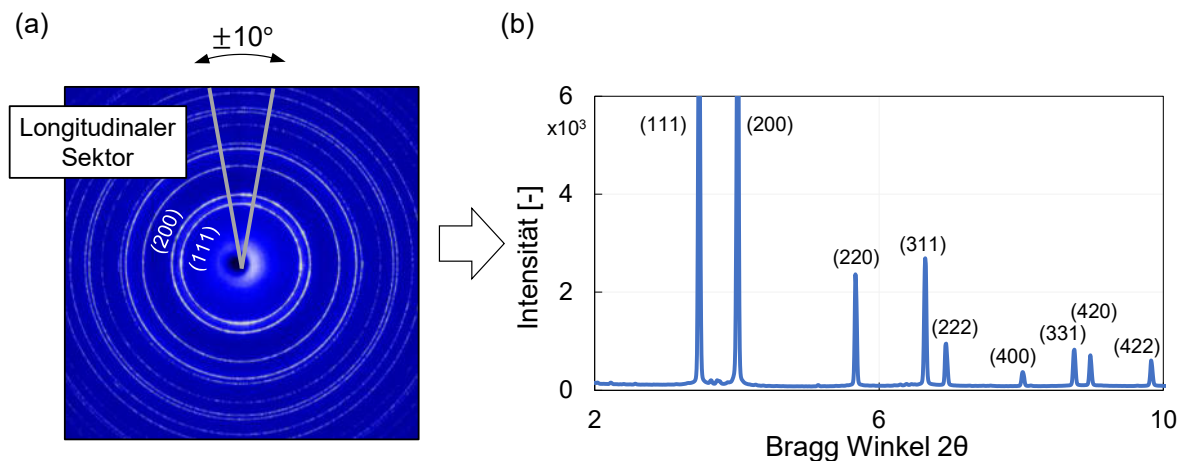


Abbildung 4.14: (a) Debye-Scherrer-Ringe in einem longitudinalen Sektor von $\pm 10^\circ$; (b) Beugungsprofil des in der Arbeit verwendeten Werkstoffs AA5083.

Die Intensitäten der einzelnen Gitterebenen haben verschiedene Formen und Ausprägungen, die beispielsweise von Mikrospannungen oder Gitterdefekten abhängen. Die einzelnen Beugungen werden im Folgenden als Peak bezeichnet. Die Entwicklung der Form eines Peaks gibt Aufschluss über das Verhalten der einzelnen Gitterebenen. Grundsätzlich sind das Intensitätsmaximum, die Breite, die Asymmetrie und der Hintergrund entscheidend für die Beschreibung eines Beugungsprofils (Spieß et al., 2019). Das Intensitätsmaximum I_{max} befindet sich an der Peak-Position θ_0 . Die Peakhöhe I_0 ist das Maximum I_{max} um den Hintergrund I_{BG} (BG = Background) bereinigt. Die Breite des Peaks kann durch die Integralbreite β oder die Breite P bei halber Peakhöhe I_0 beschrieben werden. Die Integralbreite β beschreibt die Breite eines Rechtecks mit der gleichen Fläche wie der um den Hintergrund bereinigte Peakfläche mit der Höhe I_0 . Die Form des Beugungsprofils kann durch verschiedene mathematische Methoden approximiert werden. Es wird zwischen einparametrischen analytischen Funktionen wie Gauß $G(x)$ und Lorentz $L(x)$ und zusammengesetzten Funktionen wie der Pseudo-Voigt-Funktion $PV(x)$ unterschieden (Spieß et al., 2019):

$$G(x) = \frac{1}{P \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left(\frac{-x^2}{2 \cdot P^2}\right),$$

$$L(x) = \frac{2}{P \cdot \pi} \left(1 + 4 \cdot \frac{x^2}{P^2}\right)^{-1},$$

$$PV(x) = (1 - m_L) \cdot G + m_L \cdot L.$$

Der Parameter m_L ist der Lorentz-Anteil der Pseudo-Voigt-Funktion. Die Gauß-Funktion eignet sich dazu, das Ausmaß der Verzerrung bzw. Mikrodehnung zu beschreiben, während die Lorentz-Funktion Korngrößeneffekte aufgrund der unterschiedlichen Eigenschaften beschreiben kann. Für eine Untersuchung der Korngrößeneffekte sollte die Korngröße kleiner als ein Mikrometer sein (Pecharsky und Zavalij, 2003). Die Breite bei halber Peakhöhe P kann folgendermaßen in die Integralbreite β umgerechnet werden (Spieß et al., 2019):

$$\beta = \frac{P \cdot \pi}{2}.$$

Zwei Peakänderungen werden in der vorliegenden Forschungsarbeit zur Analyse des Materialverhaltens herangezogen: Die Verschiebung der Peakposition und die Verbreiterung der Peaks. Der Atomabstand d_{hkl} wird über die Peakposition mit der Bragg-Gleichung berechnet und die zugehörigen Gitterdehnungen ε_{hkl} durch die Peakverschiebung können über das Verhältnis zwischen der Änderung des Atomabstands und dem ursprünglich gemessenen Atomabstand d_{hkl}^0 bestimmt werden (Bragg und Bragg, 1913):

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0}$$

Die Gitterdehnungen erlauben Interpretationen zum mikromechanischen Verhalten des Werkstoffs. Darüber hinaus ermöglicht die Analyse der Peakverbreiterung eine Bewertung des Verhaltens von Fehlstellen im Gefüge, im speziellen von Versetzungen. Neben den Versetzungen haben auch die Korngröße und die Auflösung des Instruments einen Einfluss auf die Peakverbreiterung (Zhao und Zhang, 2008). Auf Basis der integralen Breite β kann die Versetzungsdichte nach (Williamson und Smallman, 1956) berechnet werden, die einen relativen Vergleich der bei gleichem Versuchsaufbau gemessenen Werte ermöglicht. Dies setzt voraus, dass die Verbreiterung des Peaks auf Mikrodehnungen zurückzuführen ist, die auf der Verzerrung des Kristallgitters beruhen. Die Mikrodehnung e kann mit Hilfe des Williamson-Hall-Plots (WH-Plot) bestimmt werden, siehe Abbildung 4.15 (Williamson und Hall, 1953). Hierfür wird zunächst die Integralbreite der Peaks um die instrumentellen Effekte bereinigt, indem die entsprechende Integralbreite von LaB₆-Pulvermessungen subtrahiert wird. Das Williamson-Smallman-Versetzungsmodell verwendet die Gleichung

$$\rho = \frac{K^2 * \langle \varepsilon^2 \rangle}{D_{CS} * b^2}$$

zur Berechnung der Versetzungsdichte ρ , wobei K eine Konstante ($K = 6\pi$), b der Betrag des Burgers-Vektors und D_{CS} die kohärente Domänengröße ist (Williamson und Smallman, 1956).

Unter der Annahme, dass es keine Größeneffekte gibt, wird D_{CS} auf 1 gesetzt. Zur Berechnung der mittleren quadratischen Dehnung $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ wird die Williamson-Hall-Gleichung verwendet:

$$(\beta \cos(\theta))^2 = \frac{\lambda^2}{D^2} + 16 * e^2 * (\sin(\theta))^2.$$

Durch die Beziehung $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = \left(\frac{2}{\pi}\right)^{1/2} \cdot e$ zwischen der mittleren quadratischen Dehnung $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ und der Mikrodehnung e kann $\langle \varepsilon^2 \rangle$ für das Williamson-Smallman-Modell berechnet werden (Mittemeijer und Welzel, 2008). Die WH-Gleichung entspricht einer linearen Gleichung der Form $y = ax + t$. Der Wert D ist ein Maß für die Kristallgröße und der Achsenabschnitt t wird in diesem Fall durch den Term $\frac{\lambda^2}{D^2}$ und damit die Kristallgröße dargestellt. Die Mikrodehnung ist in der Steigung enthalten. Abbildung 4.15 zeigt den WH-Plot für die Legierung AA5083 für verschiedene Dehnungswerte und verdeutlicht das lineare Verhalten, wenn man $(\beta \cos(\theta))^2$ über $(\sin(\theta))^2$ aufträgt. In dieser Arbeit werden die Gitterebenen (111), (200), (220), (311), (400), (331) und (420) für die lineare Regression verwendet. Die Ebene (222) wurde wegen der Multiplizität zu (111) nicht bei der Auswertung verwendet und bei der Gitterebene (422) war die Intensität bei einigen Versuchen zu gering, um eine angemessene Auswertung zu gewährleisten. Der Schnittpunkt der Regressionsgeraden mit der y-Achse Nahe dem Wert 0 lässt darauf schließen, dass Größeneffekte minimal sind und die Annahme $D = 1$ gültig ist. Für jede Beugungsmessung wird die Wurzel der mittleren quadratischen Dehnung, also die Steigung, bestimmt. So wird eine kontinuierliche Bestimmung der Versetzungsdichte ermöglicht. Die gleiche Vorgehensweise und Auswertung wurde auch in (Vitzthum, 2023) für krz-Gitterstrukturen angewendet.

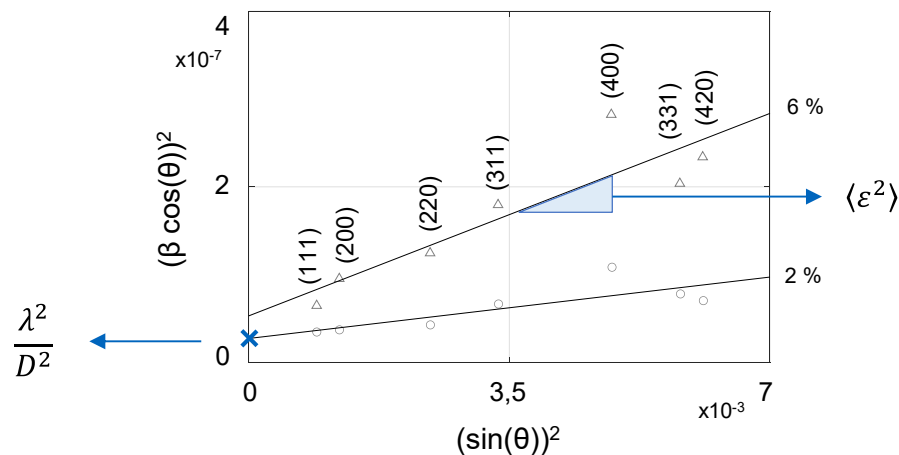


Abbildung 4.15: Williamson-Hall-Plot der AA5083 Legierung für die uniaxiale Dehnung bei 2 und 6 %.

4.3 Untersucher Werkstoff

Im Karosseriebau beschränkt sich der Einsatz von Aluminium hauptsächlich auf die naturharten 5000er und die aushärtbaren 6000er Aluminiumlegierungen (Hirsch, 2014). Durch die mittlere bis hohe Festigkeit, gute Korrosionsbeständigkeit, gute Ermüdungsfestigkeit und hoher Kaltumformbarkeit eignen sich die naturharten AlMg(Mn)-Legierungen der 5000er Serie allerdings über den Karosseriebau hinaus für ein breites Anwendungsspektrum und zählen zu den am meisten verwendeten Aluminiumlegierungen in der Blechverarbeitung. Um die Kornfeinung beim ECAP isoliert von Ausscheidungsmechanismen zu betrachten, soll in dieser Arbeit daher auf eine naturharte Legierung zurückgegriffen werden. Eine weitverbreitete Legierung ist der Werkstoff AA5083 (AlMg4,5Mn0,7), der sich gemäß (DIN EN 573-3, 2013) wie in Tabelle folgt zusammensetzt.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der Legierung AA5083 nach (DIN EN 573-3, 2013)

Element	Mg	Mn	Si	Cu	Zn	Fe	Cr	Ti	Al
[Masse-%]	4,0 – 4,9	0,4 – 1,0	0,4	0,1	0,25	0,4	0,05 – 0,25	0,15	Rest

Die chemische Zusammensetzung bedingt Besonderheiten im mechanischen Verhalten, die es bei der Verarbeitung der Legierung zu beachten gilt. Als Basis dient hierfür das Phasendiagramm der binären AlMg-Legierung, siehe Abbildung 4.16. Bis zu einem Gehalt von ca. 17,5 Masse-% kann Mg im α -Mischkristall bei einer Temperatur von 450 °C gelöst werden, wobei der Gehalt mit 0,2 % bei Raumtemperatur sehr gering ist (Mondolfo, 1976). Mit der β -Phase (Al₈Mg₅), die kohärent (β''), teilkohärent (β') oder inkohärent (β) vorliegt, bildet der α -Mischkristall ein Phasengleichgewicht (Nebti, Hamana und Cizeron, 1995). Bei geringen Temperaturen liegt dennoch eine Übersättigung und schwierige Entmischung des α -Mischkristalls vor. Ein Grund hierfür ist die geringe Diffusionsneigung der Mg-Atome im Aluminiumgitter aufgrund des größeren Atomdurchmessers. Dieser Effekt bindet Leerstellen an Mg-Atome im Gefüge, da eine Substitution das Aluminiumgitter stark verzerrt. Eine Ausheilung von Leerstellen ist energetisch ungünstiger als der Verbund aus Leerstellen und Mg-Atom und so neigt die AlMg-Legierung zu einem hohen Leerstellengehalt. (Ostermann, 2014)

Die geringe Diffusionsneigung bedingt zudem, dass kohärente Phasen erst ab einem hohen Mg-Gehalt von >7 Masse-% gebildet werden, der bei der Legierung AA5083 nicht vorliegt. Die Entmischung erfolgt deshalb vorwiegend durch die Ausscheidung der β -Phase an Korngrenzen oder anderen dreidimensionalen Fehlern wie Dispersionspartikeln oder festen Fremdphasen, wie (Goswami und Holtz, 2013) auf Basis von Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) Analysen belegen konnten. Die Ausscheidung erfolgt dabei filmartig und durch den anodischen

Charakter der β -Phase gegenüber Aluminium kann die Ausscheidung zu interkristallinen Korrosionen führen (Ostermann, 2014). Durch zusätzliche Kaltverfestigung wird der Korngrenzenbelag verstärkt, weshalb ein Stabilisierungsglühen stark deformierter Gefüge empfohlen wird. Das Mg im Gitter behindert die Bewegung von Versetzungen und fördert so die Versetzungsmultiplikation. Die Verfestigung wird gesteigert und die dynamische Erholung reduziert. Ein höherer Magnesiumgehalt bedingt dementsprechend nicht nur höhere Festigkeiten, sondern auch höhere Bruchdehnungen (Horváth et al., 2007). Die Bindung der Leerstellen durch Mg-Atome bedingen bei der plastischen Deformation eine sogenannte dynamische Reckalterung, die auch als Portévin-Le-Châtelier-Effekt (PLC-Effekt) bekannt ist (Portévin und Le Châtelier, 1923). Der durch Versetzungen entstehende Zwischenraum ist energetisch günstig und bindet so Fremdatome wie Mg im Aluminiumgitter. Diese Ansammlung von Fremdatomen an den Leerstellen um die Versetzungen nennt sich Cottrell-Wolken, siehe Abbildung 4.16 (b). Die Fremdatome blockieren zunächst die Versetzungsbewegung. Wird allerdings ein bestimmter Spannungswert überschritten, reißen sich die Versetzungen los und es kommt zu einem Spannungsabfall, bis die Versetzungen wieder auf ein neues Hindernis treffen. Sind die Mg-Atome in der Lage den Versetzungen nach zu diffundieren oder binden die Leerstellen schnell neue Mg-Atome, so wiederholt sich der Effekt und im makroskopischen Spannungssignal entsteht ein markanter Zick-Zack-Verlauf. Dieses Verhalten ist schädlich für die Anwendung der Legierung als Sichtbauteil, da die mit der dynamischen Reckalterung einhergehenden Fließfiguren Oberflächendefekte hervorrufen. Erhöht man die Umformtemperatur, so nimmt der PLC-Effekt ab, da die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome stark zunimmt und so mit der Versetzungsgeschwindigkeit ablaufen kann. (Yilmaz, 2011)

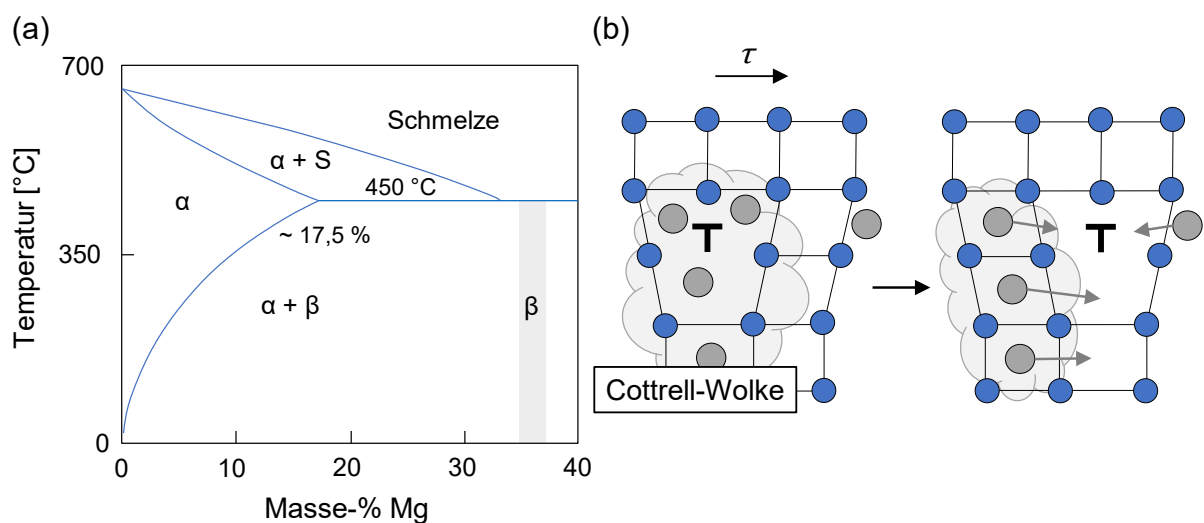


Abbildung 4.16: (a) Phasendiagramm der AlMg-Legierungen; (b) schematische Darstellung des PLC-Effekts.

Zur Charakterisierung des ECAP-Einflusses wird zunächst ein geeigneter mikrostruktureller Ausgangszustand benötigt, der sich reproduzierbar einstellen lässt und neben einem hinreichenden Kaltverfestigungsvermögen eine homogene Mikrostruktur aufweist. Zunächst wird der Einfluss unterschiedlicher Vorwärmebehandlungen der konventionell kaltgewalzten AA5083-Legierung auf die resultierende Mikrostruktur analysiert, um eine Stabilisierung des Gefüges mit Blick auf die Phase an den Korngrenze zu erzielen. Hierzu werden Bleche bei einer Temperatur von 500 °C für unterschiedliche Wärmebehandlungsdauern von 1, 2 und 10 h geglüht und analysiert, siehe Abbildung 4.17. Auf Basis von EBSD-Messungen wird die aus der jeweiligen Vorwärmebehandlung resultierende mittlere Korngröße bestimmt. Es ergeben sich ab einer Glühdauer von 1 h nur noch sehr geringfügige Unterschiede in der Mikrostruktur und der Korngröße, was auch durch eine Mikrohärtmessung (HV_{0,1}) der verschiedenen Vorwärmebehandlungen (Abbildung 4.17 (d)) verdeutlicht wird. Die Entwicklung der Korngröße über die Glühdauer von 1h ist in Abbildung 4.17 (c) veranschaulicht. Insbesondere für den unbehandelten, kaltgewalzten Ausgangszustand zeigen sich deutliche Unterschiede im Vergleich zu den geglühten Zuständen hinsichtlich der Kornform und -verteilung. Während im kaltgewalzten Ausgangszustand (AZ) die Mikrostruktur durch stark in die Walzrichtung elongierte Körner charakterisiert ist, zeigen alle rekristallisationsgeglühten Zustände ein Gefüge aus homogen verteilten, nahezu globularen Körnern, deren Korngröße mit steigender Glühdauer leicht zunimmt. Der Unterschied wird zusätzlich anhand der Abnahme der Mikrohärtigkeit über dem Blechquerschnitt deutlich. Der damit verbundene Rückgang der Verfestigung des Werkstoffes soll ein hinreichendes Umformvermögen der Legierung für die folgende hochgradig plastische Umformung im ECAP ermöglichen. Ein weiteres Kornwachstum, das infolge noch längerer Haltezeiten nach der bereits abgeschlossenen Rekristallisation eintritt, wirkt dem angestrebten Ziel einer Reduzierung der Korngröße durch die ECAP-Umformung entgegen. Daher wird für die nachfolgenden Umformexperimente für alle Zustände ein kurzes Rekristallisationsglühen bei 500 °C für 1 h durchgeführt. Kürzere Haltezeiten bei der gewählten Glüh-temperatur von 500 °C haben dagegen das Risiko, in unvollständig rekristallisierten Mikrostrukturen zu resultieren, die keinen reproduzierbaren Referenzzustand für die nachfolgenden ECAP-Schritte repräsentieren würden.

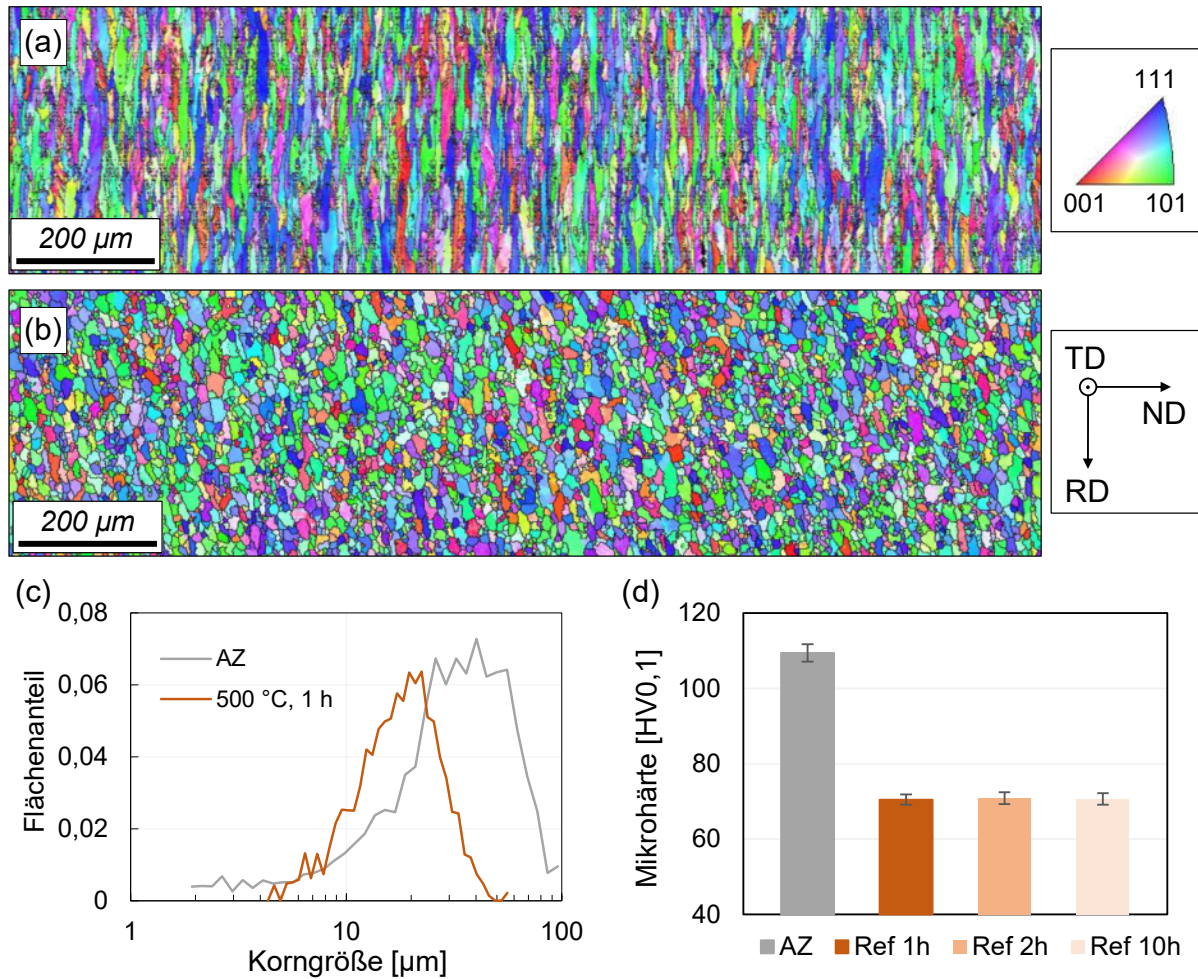


Abbildung 4.17: Mikrostrukturen repräsentativer Ausschnitte in der Mitte des jeweiligen Blechquerschnitts des (a) Ausgangszustands (AZ) und (b) für 1 h an Vorwärmebehandlung bei einer Temperatur von 500 °C; (c) Entwicklung der Korngröße mit der Wärmebehandlung; (d) Entwicklung der Mikrohärte über der Wärmebehandlungsdauer.

5 Numerische Untersuchung des Blech-ECAP

Um das ECAP für Blechwerkstoffe detailliert zu untersuchen, wird im folgenden Kapitel ein numerisches Modell des Prozesses aufgebaut. Auf Basis der mechanischen Charakterisierungsversuche wird zunächst ein Materialmodell erstellt und es können Prozessparameter, wie beispielsweise der Reibwert, bestimmt werden. Das Simulationsmodell und die zugehörigen numerischen Parameter werden mittels Sensitivitätsanalysen geprüft und ein geeignetes Vorgehen zur Bewertung der Ergebnisse wird vorgestellt. Anhand des Modells können verschiedene Prozesseinflüsse getestet werden und Strategien untersucht werden, die zur Verbesserung des Prozesses beitragen.

5.1 Modellierung des Blech-ECAP

Die Versuchsdurchführung am ECAP-Werkzeug für Blechwerkstoffe ist allgemein sehr aufwändig. Aufgrund der hohen Prozesskräfte und der Werkzeugkomplexität müssen vor jeder Versuchsreihe Voruntersuchungen durchgeführt werden, sodass sich die Werkzeugteile setzen können und sich konstante Werkzeugmaße bei den Versuchen einstellen. Das hat einen hohen Materialverbrauch zur Folge. Um die Problemstellungen beim ECAP für Blechwerkstoffe dennoch detailliert zu untersuchen und ihnen entgegenzuwirken, wird eine Simulation des Prozesses aufgebaut. So kann eine schnelle und kostengünstige Untersuchung verschiedener Optimierungsmöglichkeiten und Parametervariationen ermöglicht und das Prozessverständnis nachhaltig verbessert werden. Detaillierte Analysen der Prozessrandbedingungen ermöglichen zudem die Erarbeitung von Strategien zur Verbesserung des Prozesses. Der ECAP-Prozess unterliegt dem charakteristischen Scherspannungszustand, der letztendlich die Kornfeinung bei der hochgradig plastischen Umformung bewirkt. Um diesen Zustand akkurat abzubilden, werden in der vorliegenden Arbeit bevorzugt Charakterisierungsmethoden angewandt, die einem ähnlichen Spannungszustand unterliegen. Zudem wird für die Charakterisierung und Modellierung dasselbe Halbzeug wie für die ECAP-Untersuchungen verwendet. Für die Umsetzung der Simulationen wird der explizite Code der Software Abaqus 2020 verwendet, die eine hohe Flexibilität hinsichtlich der wählbaren Randbedingungen und Modellierungsoptionen bereitstellt.

5.1.1 Modellierung und Validierung des Fließverhaltens

Zur Modellierung des Fließverhaltens werden Zugversuche durchgeführt und auf Basis der mehrachsigen Bulge- und Miyauchi-Versuche extrapoliert. Die Extrapolation wird genutzt, um höhere Dehnungen in der Simulation abzubilden als sie im Zugversuch bestimmt werden kön-

nen. Die über den Zugversuch bestimmte Gleichmaßdehnung liegt bei üblichen Karosseriewerkstoffen im Bereich von 0,12 bis 0,25. Bei der Herstellung von komplexen Blechbauteilen treten jedoch deutlich höhere Umformgrade auf, die eine Extrapolation der Fließkurven für numerische Untersuchungen erforderlich machen (Jocham, 2018). Gängige Extrapolationsansätze werden in Tabelle 4 beschrieben.

Tabelle 4: Ansätze für die Extrapolation von Fließkurven.

Ansatz	Mathematische Beschreibung	Quelle
Swift	$k_{f,S} = C_1 \cdot (C_2 + \varphi)^{C_3}$	(Swift, 1952)
Gosh	$k_{f,G} = C_1 + C_2 \cdot (C_3 + \varphi)^{C_4}$	(Gosh, 1977)
Voce	$k_{f,V} = C_1 + (C_2 - C_1) \cdot e^{-C_3\varphi}$	(Voce, 1948)
Hockett-Sherby	$k_{f,HS} = C_1 - (C_1 - C_2) \cdot e^{-C_3\varphi^D}$	(Hockett und Sherby, 1975)

Dadurch, dass mehrachsige Versuche bei einem anderen Spannungsniveau Umformgrade oberhalb der Gleichmaßdehnung des uniaxialen Zugversuchs aufweisen, kann bei der Extrapolation auf eine größere Datenbasis zurückgegriffen werden. Mit Hilfe des Prinzips der Arbeitsäquivalenz, d.h. der gleichen Fläche unter der Fließkurve bei verschiedenen Spannungszuständen, können äquivalente Spannungs- und Dehnungswerte ermittelt werden (Sigvant et al., 2009; DIN EN ISO 16808, 2014). Abbildung 5.1 (a) zeigt die Fließkurve des Zugversuchs und die arbeitsäquivalenten Bulge- und Miyauchi-Versuche. Für den Bulge-Ansatz wird eine Extrapolation mit einem kombinierten Ansatz aus den Extrapolationen nach Gosh und Hockett-Sherby verwendet. Der Kombinationsfaktor α ist dabei

$$\alpha = \frac{k_{f,G}}{k_{f,HS}} = 0,265$$

und die Dehnungen werden bis zu einem Wert von 2 extrapoliert, siehe Abbildung 5.1 (b). Bei den höheren Dehnungswerten übersteigt die Extrapolationskurve den Bulge-Datensatz leicht. Dies resultiert aus dem Kompromiss, auch den Bereich der niedrigen Dehnungen akkurat abzubilden. Für den Miyauchi-Versuch wird die Voce-Extrapolation gewählt. Diese weist eine erhöhte Spannung verglichen mit dem Miyauchi-Versuch auf, ist aber die niedrigste der gängigen Extrapolationsmethoden und wird deshalb verwendet. Der Übergang vom elastischen zum plastischen Materialverhalten unter verschiedenen Spannungszuständen wird über den Fließort beschrieben. In der vorliegenden Arbeit werden die Fließorte nach (Hill, 1948) und (Barlat et

al., 2003) modelliert (kurz: Hill48 und Yld2000), siehe Abbildung 5.1 (c). Der Hill48-Fließort nutzt die r-Werte, die im Zugversuch bestimmt werden, um auf Basis einer quadratischen Funktion das plastische Fließen zu charakterisieren. Der Fließort Yld2000 ermöglicht durch die Verwendung einer nicht-quadratischen Gleichung weitere Freiheitsgrade. So werden neben den Dehnungsverhältnissen, also den r-Werten, zusätzlich die Spannungsverhältnisse $f_{0,45,90}$ verwendet, die die Fließspannungen in den Richtungen 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung ins Verhältnis zur Fließspannung in 0° zur Walzrichtung setzen. Das biaxiale Verhalten wird zudem über den r_b -Wert und das biaxiale Spannungsverhältnis f_b wiedergegeben. Über einen Exponenten M wird die Krümmung zwischen den kalibrierten Werten abgebildet. Dieser wird in der Literatur mit $M = 8$ angegeben (Logan und Hosford, 1980). Tabelle 5 fasst die verwendeten Parameter zusammen und gibt einen Überblick, welche Parameter für welchen Fließort verwendet werden.

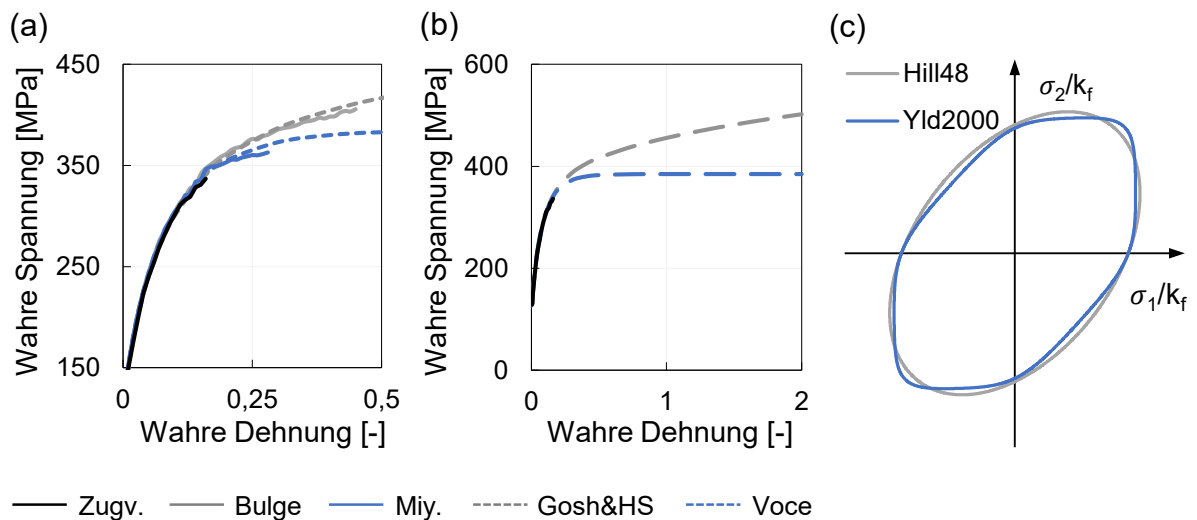


Abbildung 5.1: (a) Fließkurve mit den arbeitsäquivalenten Miyachi- und Bulgeergebnissen; (b) Extrapolationen nach Voce und einer Kombination aus Gosh und Hockett-Sherby; (c) Fließorte Hill48 und Yld2000.

Tabelle 5: Parameter zur Fließortbestimmung der Fließorte Hill48 (Hill) und Yld2000 (Yld).

Parameter	f_0	f_{45}	f_{90}	f_b	r_0	r_{45}	r_{90}	r_b	M
Wert	1	0,9670	0,9761	0,7411	0,7411	1,015	0,7209	1,0714	8
Modell	Yld	Yld	Yld	Yld	Hill, Yld	Hill, Yld	Hill, Yld	Yld	Yld

Um zu eruieren, welche Kombination aus Fließkurve und Fließort für die Simulationsstudie genutzt werden soll, wird der MUC-Test zur Validierung der Materialmodelle herangezogen.

Aus den Fließkurven (abgeleitet aus dem Bulge- und Miyauchi-Test) und den beiden Fließorten ergeben sich vier Kombinationen, die geprüft werden: Hill48-Bulge, Hill48-Miyauchi, Yld2000-Bulge und Yld2000-Miyauchi. Die Fließorte sind in der Software LS-Dyna, die für den MUC-Tests verwendet wird, bereits implementiert. Die Bewertungen der untersuchten Modelle liegen innerhalb der Richtwertgrenzen und sind also als durchschnittlich anzusehen, siehe Tabelle 6. Die exakten Werte der Auswertungen sind in (Eder, 2023) zu finden. Innerhalb des durchschnittlichen Bereichs sind die Yld2000-Fließorte leicht besser zu bewerten als die Hill48-Modelle. Miyauchi- und Bulge-Extrapolation unterscheiden sich kaum. Um die Unterschiede zwischen Bulge und Miyauchi genauer zu untersuchen, kann die Gewichtung auf die Auswertung der Stempelkraft gelegt werden, da vor allem die Fließkurve einen Einfluss auf die Kraft hat. Dabei ergeben sich deutliche Vorteile des Miyauchi-Versuchs. Sowohl der Hill48-, als auch der Yld2000-Fließort liefern in Kombination mit der Miyauchi-Extrapolation überdurchschnittliche Ergebnisse bei der Bewertungsgrenze der Kraftgewichtung, siehe Tabelle 6.

Tabelle 6: Abweichungen der verwendeten Modelle vom Richtwert nach (Eder, 2023).

Bewertung	Hill48-Bulge	Hill48-Miy.	Yld2000-Bulge	Yld2000-Miy.
Dehnung & Kraft	durchschnittlich	durchschnittlich	durchschnittlich	durchschnittlich
Gewichtung auf Kraft	durchschnittlich	gut	durchschnittlich	gut

Der MUC-Test zeigt, dass der Hill48-Fließort für den Werkstoff AA5083 akkurate Ergebnisse liefert. Dieser Fließort ist in der Abaqus Software bereits implementiert und kann direkt verwendet werden. Zudem ist der Versuchsaufwand im Vergleich zur Bestimmung des Yld2000 wesentlich geringer, da weder der Schichtstauchversuch für das biaxiale Dehnungsverhältnis, noch der Bulge-Versuch für das biaxiale Spannungsverhältnis nötig sind. Wird zudem der Miyauchi-Test für die Extrapolation herangezogen, kann gänzlich auf die als sehr aufwändig zu kategorisierende Versuchsdurchführung des Bulge-Tests verzichtet werden. Da die Simulation der vorliegenden Forschungsarbeit für Prozessverbesserungen angedacht ist und nicht, um absolute Werte möglichst exakt abzubilden, wird von der Verwendung und Implementierung des komplexen Fließorts Yld2000 in Abaqus abgesehen. Zudem wird auf Basis der MUC-Ergebnisse für die Extrapolation der wesentlich einfachere Miyauchi-Test statt dem Bulge-Test herangezogen.

5.1.2 Modellierung des Bruchverhaltens

Um die Problematik der Rissbildung bei der numerischen Analyse des Blech-ECAP abzubilden, wird im folgenden Abschnitt das Bruchverhalten des Werkstoffs AA5083 anhand des Push-out-Tests untersucht. Diese Methode wird gewählt, um einen ähnlichen Zustand wie beim ECAP darzustellen, also einen Scherspannungszustand über den Blechquerschnitt. Die Bestimmung der notwendigen Parameter erfolgt durch eine inverse Parameterbestimmung nach (Greß et al., 2019). Dazu werden Schneidexperimente durchgeführt und mit Simulationen abgeglichen. Die Parameter des Johnson-Cook-Modells werden in der Simulation iterativ so angepasst, dass das Versagensverhalten numerisch und experimentell übereinstimmt. Das Modell basiert auf der Dehnung und der Dehnratesowie der Temperatur und dem anliegenden Spannungsverhältnis und wird in folgender Gleichung beschrieben (Johnson und Cook, 1985):

$$\bar{\varphi}_f = (D_1 + D_2 \varphi_v^{D_3 \eta}) \left[1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varphi}}{\dot{\varphi}_0} \right) \right] (1 + D_5 \theta_T).$$

Dabei ist $\bar{\varphi}_f$ die plastische Dehnung, bei der der Bruch beginnt. Die Johnson-Cook-Materialkonstanten werden durch die Parameter D_1 - D_5 dargestellt. D_1 , D_2 und D_3 beschreiben, wie die hydrostatische Spannung die Bruchdehnung beeinflusst. D_4 bildet den Einfluss der Dehnrates und D_5 den Einfluss der Temperatur auf die Bruchdehnung ab. φ_v ist die plastische Vergleichsdehnung, η die Spannungstriaxialität, $\dot{\varphi}_0$ die Referenzdehnrates, $\dot{\varphi}$ die effektive Dehnrates und θ_T die Temperatur. Da das ECAP-Experiment bei Raumtemperatur durchgeführt wird, wird der Parameter D_5 in diesem Zusammenhang vernachlässigt. Außerdem ist das Material im vorliegenden Prozessfenster bei den niedrigen Umformgeschwindigkeiten dehnratesunempfindlich, sodass auch dieser Aspekt vernachlässigt wird (Zhang et al., 2009). Dieser Schritt vereinfacht die Gleichung zu

$$\bar{\varphi}_f = (D_1 + D_2 e^{D_3 \eta}).$$

Die Spannungstriaxialität η setzt sich aus dem Verhältnis der hydrostatischen Spannung p zur von-Mises-Vergleichsspannung σ_v zusammen und ist dimensionslos. Sie wird wie folgt berechnet, wobei σ_1 , σ_2 und σ_3 die Hauptspannungen darstellen:

$$\eta = \frac{p}{\sigma_v},$$

$$p = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3},$$

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]}.$$

Um die Werte für das Bruchverhalten des Aluminiums zu ermitteln, werden die Materialkonstanten D_1 , D_2 und D_3 mittels einer inversen Parameterbestimmung bestimmt. Hierfür werden Simulationen des Push-out-Tests mit experimentellen Ergebnissen kalibriert. Das Modell wird zweidimensional und achsensymmetrisch aufgebaut. Stempel, Matrize und Niederhalter werden entsprechend der realen Abmessungen als analytische Starrkörper modelliert. Um die Rechenkapazität sinnvoll zu nutzen und dennoch eine genaue Untersuchung der Schneidzone zu ermöglichen, wird eine feinere Vernetzung mit einer Elementkantenlänge von 0,025 mm innerhalb der Scherzone gegenüber 0,25 mm außerhalb der Scherzone festgelegt (Greß et al., 2019). Darüber hinaus kommt eine Massenskalierung mit einem Zielzeitinkrement von $5 \cdot 10^{-7}$ s zum Einsatz (Greß et al., 2019; Greß et al., 2020). Es wird der in Abaqus implementierte "harte Kontakt" verwendet und die Reibung wird als Coulomb-Reibung mit einer Reibzahl von 0,1 modelliert. Die Fließkurve mit dem Miyauchi-Extrapolationsansatz nach Voce wird verwendet. Die Johnson-Cook-Parameter D_1 , D_2 und D_3 werden iterativ durch einen Abgleich mit den experimentellen Ergebnissen bestimmt. Der Fokus liegt dabei auf dem Glattschnittanteil, der für das Einsetzen des Bruchs entscheidend ist. Weniger Wert wird auf die Ausbildung des Grades gelegt, der auch im Experiment größeren Schwankungen unterliegt als die anderen Parameter. Als Ausgangswert für die iterative Bestimmung der Johnson-Cook-Parameter mit Miyauchi-Extrapolation wird das in (Gruber, 2023) bestimmte Parameterset auf Basis der Bulge-Extrapolation verwendet ($D_1 = 0,1$; $D_2 = 7$; $D_3 = 16$). Abbildung 5.2 zeigt den Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten Schnittflächen. Die experimentellen Ergebnisse in Abbildung (b) zeigen die Kontur einer repräsentativen Probe. Die angegebenen experimentellen Werte sind Mittelwerte und Standardabweichungen, die aus drei Versuchen resultieren. Die mit 19 Iterationsschritten ermittelten Parameter sind für das Materialmodell mit Miyauchi-Ansatz: $D_1 = 0,1$; $D_2 = 11$; $D_3 = 10$.

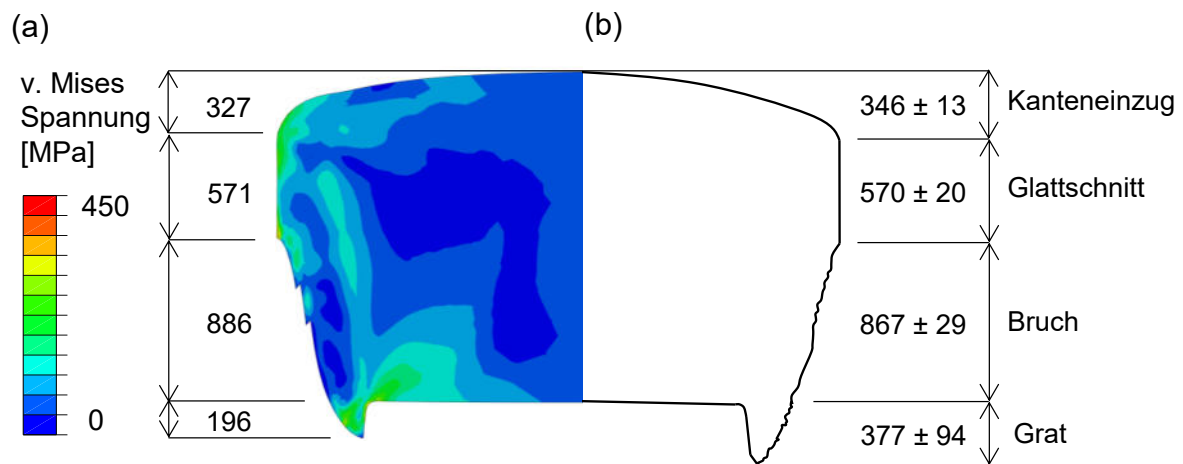


Abbildung 5.2: (a) Numerische Untersuchung des Push-out-Tests; (b) experimentelle Untersuchung des Push-out-Tests.

5.1.3 Aufbau, Auswertung und Sensitivitätsanalyse der Simulation

Um die Rechenzeit gering zu halten, soll die Simulation zweidimensional aufgebaut werden. Diese Annahme der Vereinfachung kann getroffen werden, wenn das Verhältnis zwischen Werkstückbreite und -dicke so groß ist, dass Dehnungen in Breitenrichtung vernachlässigbar gering sind und ein ebener Dehnungszustand für die Simulation angenommen werden kann (2D, plane strain). Eine Validierung dieser Annahme erfolgt durch den Aufbau eines dreidimensionalen Modells. Die Modellierung des ECAP-Prozesses erfolgt auf Basis der Wirkflächen des Werkzeugs. Die Kanalteile und der Stempel werden als diskrete starre Elemente modelliert. Das Blech wird im zweidimensionalen Fall mit rhombenförmigen Elementen (CPE4R) vernetzt, in der dreidimensionalen Validierung mit hexagonalen Elementen (C3D8R). Der 2D-Simulation wird eine virtuelle Tiefe von 160 mm zugewiesen, was der im Experiment verwendeten Blechbreite entspricht. Für die ECAP-Umformung wird analog zum Experiment eine Stempelgeschwindigkeit von 6 mm/s gewählt. Für die geometrischen Maße werden drei Parametersets erstellt, um verschiedene geometrische Einflüsse zu prüfen und mit experimentellen Ergebnissen zu vergleichen, siehe Tabelle 7 und Abbildung 5.3. Eine Abbildung des Simulationsmodells ist in Anhang 3 dargestellt.

Tabelle 7: Geometrische Parametersets der numerischen Untersuchungen.

Konfiguration	Kanalwinkel ϕ	Innenradius r	Außenradius R	Breite b	Höhe h
A	100°	0,3 mm	2,3 mm	2,1 mm	2,1 mm
B	120°	0,5 mm	0,5 mm	2,05 mm	1,85 mm
B*	120°	0,5 mm	2,5 mm	2,2 mm	1,8 mm

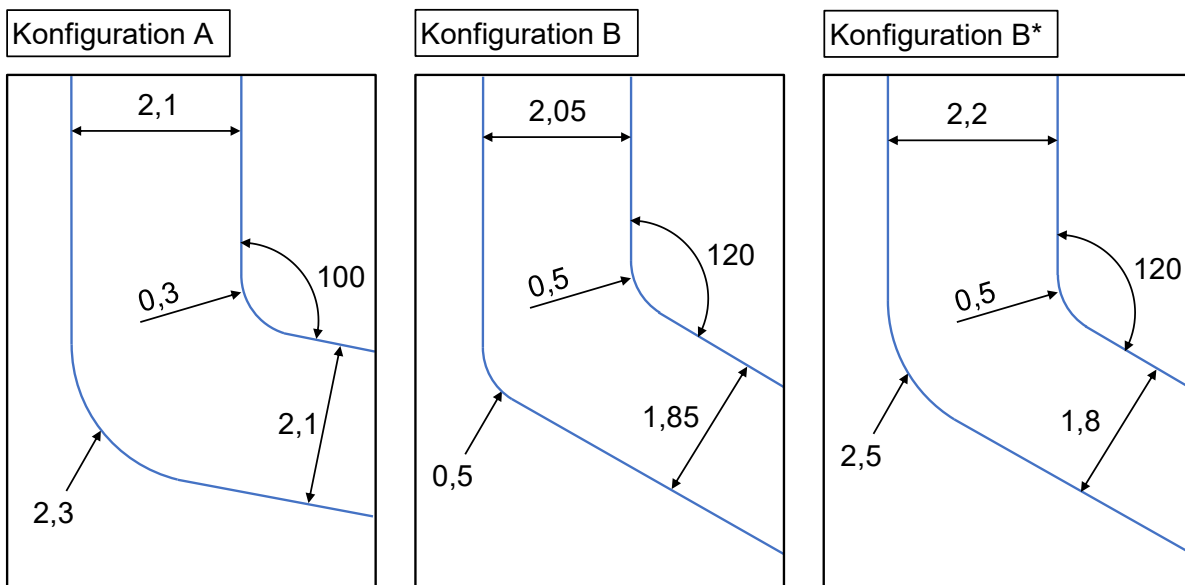


Abbildung 5.3: Geometrische Parametersets der numerischen Untersuchungen.

Es wird der in Abaqus implementierte "harte Kontakt" verwendet und für die Reibung wird zunächst eine Reibzahl von $f = 0,02$ für die Sensitivitätsanalysen und als Ausgangswert zur detaillierten Reibwertermittlung in Kapitel 5.1.4 verwendet. Die relativ niedrige Reibzahl von $f = 0,02$ wurde in (Gruber et al., 2019) invers ermittelt, indem die plastische Vergleichsdehnung einer Simulation über Mikrohärteprüfungen validiert wurde.

Abbildung 5.4 zeigt die dreidimensionale Simulation der Konfiguration A zur Validierung des 2D-Zustands mit ebener Dehnung. Der Schnitt quer zu ED zeigt, dass die Dehnung über die Blechbreite bis an die Blechränder konstant verläuft. Eine 2D-Annahme kann somit getroffen werden.

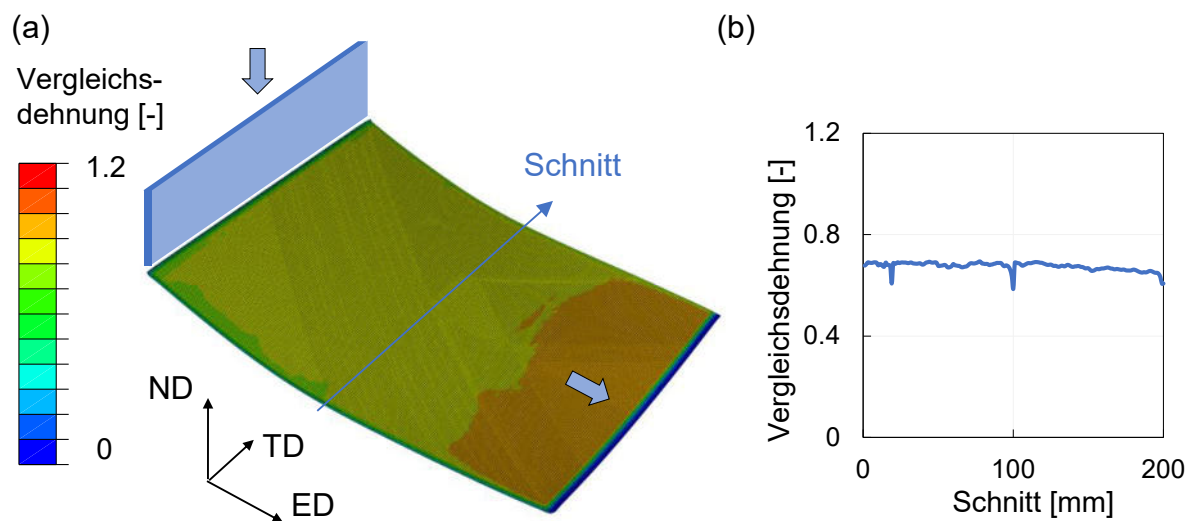


Abbildung 5.4: 3D-Simulation des ECAP-Prozesses zur Validierung des ebenen Dehnungszustands.

Die Auswertung der Dehnungen in der 2D-Simulation erfolgt gemittelt über die Länge des Blechs, beispielhaft dargestellt in Abbildung. Die plastischen Vergleichsdehnungen werden für jedes Element am Integrationspunkt ausgelesen. Anschließend werden die der Blechlänge nach benachbarten Werte gemittelt und ergeben einen Wert über der Blechstärke, siehe beispielsweise den gemittelten Dehnungswert von 0,6 bei ungefähr einem Viertel der Blechstärke nahe der Kanalinnenseite (blauer Mittelwert Abbildung 5.5 (b)). Bei der Mittelung der Werte werden das untere und obere Quartil ausgenommen, da es gerade bei der Verwendung von Bruchkriterien im Bereich von Rissen zu großen Ausreißern in den Dehnungswerten kommen kann. Zudem werden die ersten 20 mm des Blechs nicht in die Mittelung einbezogen, weil an der vorderen Blechkante Inhomogenitäten beim Eintauchen in den Kanalwinkel auftreten und so zu hohe, nicht repräsentative, Dehnungswerte entstehen. Ebenfalls werden die letzten 20 mm des Blechs aufgrund des Stempeleingriffs ignoriert. Im Folgenden werden zur Bewertung der Simulation neben den Dehnungswerten auch das qualitative Verhalten der Simulation herangezogen (vergleiche Abbildung 5.5 (a)). Hierfür werden immer repräsentative Bereiche aus der Mitte bezogen auf die Blechlänge verwendet.

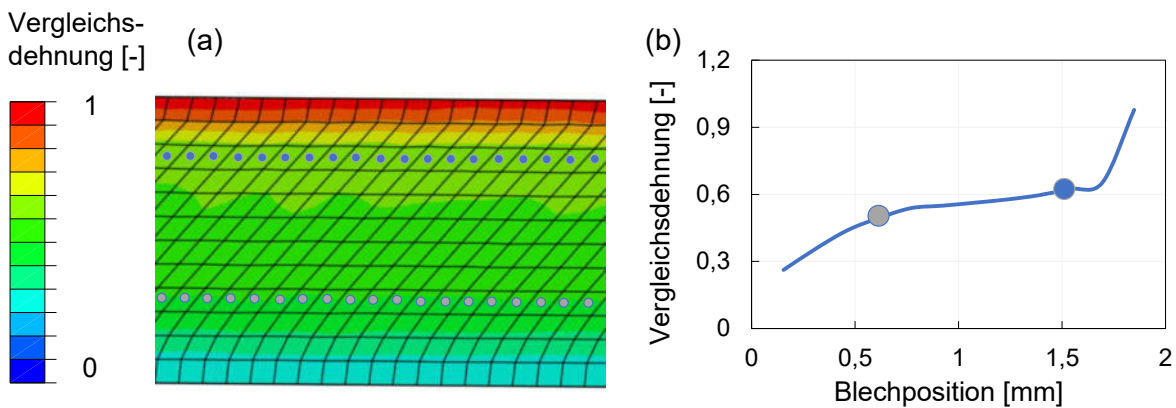


Abbildung 5.5: (a) Ausgewertete Integrationspunkte entlang des Blechs zur Bestimmung der in (b) dargestellten mittleren plastischen Vergleichsdehnung über die Blechstärke.

Für die Wahl der Elementgröße wird eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt. Abbildung 5.6 (a) zeigt die Ergebnisse für die Elementgrößen 0,1 mm, 0,15 mm, 0,2 mm und 0,3 mm. Erst ab einer Elementgröße von 0,3 mm treten im Randbereich größere Abweichungen von den feineren Vernetzungen auf. Die Elementgröße 0,2 mm bildet die plastische Vergleichsdehnung gut ab, weist im Innenradius allerdings noch niedrigere Werte als die feineren Vernetzungen auf. Bei einer Vernetzung von 0,1 mm steigt die Rechenzeit rapide an, siehe Abbildung 5.6 (b). Einen guten Kompromiss bildet die Elementgröße von $e = 0,15$ mm, daher wird diese Elementgröße für die Simulationen verwendet.

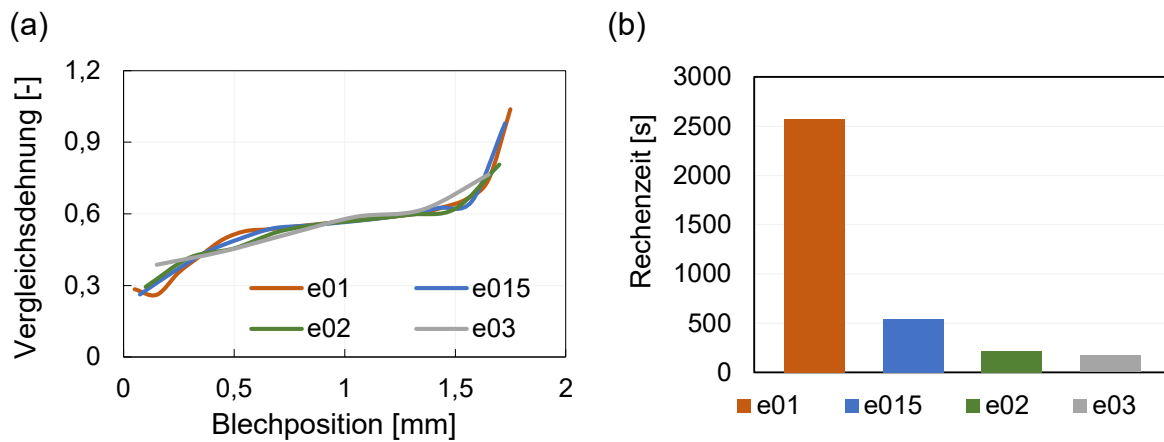


Abbildung 5.6: (a) Sensitivitätsanalyse der plastischen Vergleichsdehnung über der Blechstärke für ausgewählte Elementgrößen; (b) Rechenzeiten für die ausgewählten Elementgrößen.

Das minimale Zeitinkrement für die Massenskalierung wird ebenfalls in Sensitivitätsanalysen auf Basis der Konfiguration B* ermittelt, siehe Abbildung. Insgesamt werden acht Massenskalierungen getestet. Abbildung 5.7 (a) zeigt anhand von ausgewählten Beispielen, dass die Massenskalierung ab dem Zeitinkrement von $1 \cdot 10^{-4}$ s keinen Einfluss auf das Ergebnis der plastischen Dehnung hat. Bei einem Wert von $5 \cdot 10^{-4}$ kann die Rechenzeit nochmals gesenkt werden,

siehe Abbildung 5.7 (b), allerdings werden die Ergebnisse der plastischen Dehnung deutlich beeinflusst. Ein minimales Zeitinkrement für die Massenskalierung von $1 \cdot 10^{-4}$ s wird daher für die Simulationen verwendet.

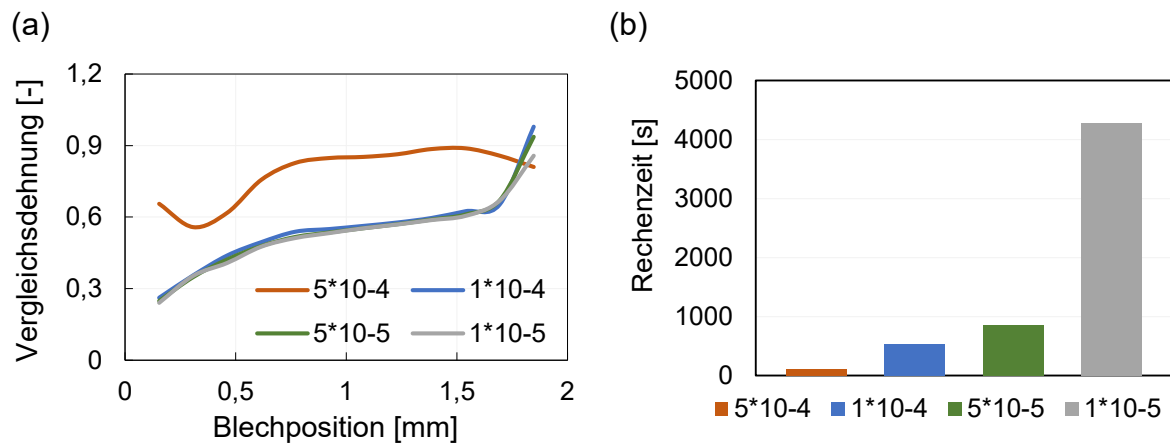


Abbildung 5.7: (a) Plastische Vergleichsdehnung über der Blechstärke für ausgewählte Massenskalierungen; (b) Rechenzeiten für die ausgewählten Massenskalierungen.

5.1.4 Ermittlung des Reibwerts

Bei einer thermomechanischen Betrachtung von Umformprozessen müssen verschiedene Energierme beachtet werden. Wesentlich für die Wärmeentwicklung im Werkstück sind dabei die durch plastische Verformung erzeugte Dissipationsenergie, Reibungseffekte und Wärmeübergänge in Form von Konvektion, Strahlung und Kontakten. Im Folgenden wird die Reibzahl auf Basis einer thermomechanisch gekoppelten ECAP-Simulation und der zugehörigen Energiebetrachtung invers ermittelt. Im ersten Schritt wird dafür in Charakterisierungsversuchen der Taylor-Quinney-Koeffizient T bestimmt, der das Verhältnis aus dissipierter Wärme zu plastischer Arbeit darstellt (Taylor und Quinney, 1934). In der Simulation mit Abaqus ist für T standardmäßig der Wert 0,9 hinterlegt. Für Aluminiumwerkstoffe finden sich in der Literatur allerdings Werte im Bereich von 0,25 bis 1 (Macdougall, 2000; Rittel, Zhang und Osovski, 2017). (Rittel, Zhang und Osovski, 2017) konnten zeigen, dass T nicht nur vom Werkstoff, sondern auch von der Dehnrates und dem Spannungszustand abhängt. T wird daher für den vorliegenden Werkstoff unter einem ähnlichen Spannungszustand, wie er beim ECAP vorliegt, bestimmt. Bei Kenntnis der im ECAP-Prozess auftretenden Dissipationswärme und der Wärmeübergänge kann im nächsten Schritt über die Simulation die Reibzahl invers ermittelt werden. Um einen mit dem ECAP vergleichbaren Spannungszustand zugrunde zu legen, werden die Miyachi-Tests herangezogen. Für die Berechnung von T kann bei diesem Versuch kein adiabater Zustand angenommen werden, da sich das Werkzeug sehr nahe an der Umformzone befindet und die Umformbewegung bei Annahme von ECAP-ähnlichen Dehnrates zu langsam ist. Die folgenden

Formeln beschreiben daher die einzelnen Terme, die für die Berechnung von T unter Berücksichtigung der dissipierten Wärme bei einem adiabaten Zustand verwendet werden. Allgemein beschreibt T das Verhältnis aus dissipierter Wärme $\int_0^t \dot{W}_{diss} \cdot dt$ und plastischer Arbeit $\int_0^t \dot{W}_p \cdot dt$ (Zaera, Rodríguez-Martínez und Rittel, 2013):

$$T(t) = \frac{\int_0^t \dot{W}_{diss} \cdot dt}{\int_0^t \dot{W}_p \cdot dt}.$$

Die plastische Leistung \dot{W}_p wird auf Basis der Scherfließkurve berechnet (Seli et al., 2013):

$$\dot{W}_p = V \cdot \sigma_s \cdot \dot{\phi}.$$

Der Parameter σ_s ist hierbei die Scherspannung und $\dot{\phi}$ die plastische Dehnrage. Für das Volumen V wird ein homogen verformter Bereich in der Nut angenommen ($2,5 \times 24 \times 1,57 \text{ mm}^3$). Für die Berechnung der dissipierten Wärmerate müssen mehrere Terme berücksichtigt werden, wobei Wärmeverluste durch Reibung für den Miyauchi-Test entfallen:

$$\dot{W}_{diss} = \dot{W} + \dot{W}_{kond} + \dot{W}_{konv} + \dot{W}_{str}.$$

\dot{W} ist die Rate der im Verformungsbereich gespeicherten Wärmeenergie, \dot{W}_{kond} die Wärmeleitung vom Verformungsbereich in einen anderen Teil der Probe, \dot{W}_{konv} die Wärmeverlustrate über die Oberfläche in die Luft und \dot{W}_{str} die Wärmeverlustrate im Zusammenhang mit der Strahlung in die Umgebung:

$$\dot{W} = \rho \cdot c_p \cdot \dot{T}_{PT}$$

$$\dot{W}_{kond} = k \cdot A_{ref} \cdot \frac{T_{PT} - T_{ref}}{l_{ref}}$$

$$\dot{W}_{konv} = h \cdot A_{OFL} \cdot (T_{PT} - T_{\infty})$$

$$\dot{W}_{str} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot A_{OFL} \cdot (T_{PT}^4 - T_{\infty}^4)$$

T_{PT} ist die Temperatur in der Mitte des Bereichs der plastischen Verformung und T_{∞} die Umgebungstemperatur (Raumtemperatur). Die Wärmeleitung \dot{W}_{kond} wird aufgrund des nicht-adiabaten Zustands beachtet. Der Term l_{ref} wird wie folgt berechnet:

$$l_{ref} = l_{12} \cdot \frac{A_{ref}}{A_{12}} \cdot \frac{T_{PT} - T_{ref}}{T_{TE1} - T_{TE2}}.$$

Die Länge l_{ref} ist dabei eine virtuelle Größe, die dazu dient, die im beobachteten Metall benötigte Länge von der gemessenen Temperatur T_{PT} bis zur Referenztemperatur T_{ref} zu beschreiben, die als Raumtemperatur gewählt wird. l_{12} ist der Abstand zwischen T_{TE1} und T_{TE2} . A_{ref} ist die Fläche, die den Verformungsbereich mit dem Referenzbereich verbindet ($2 \cdot 24 \cdot 1,57 \text{ mm}^2$). A_{12} ist der Querschnitt zwischen den Messpunkten T_{TE1} und T_{TE2} ($50 \cdot 1,8 \text{ mm}^2$). A_{OFL} ist die Strahlungsfläche des verformten Bereichs ($2 \cdot (24 \cdot 1,57) \cdot 2,5 \text{ mm}^2$). Alle weiteren Parameter und die zugehörigen Quellen sind in Tabelle 8 hinterlegt.

Tabelle 8: Parameter für die Berechnung des Taylor-Quinney-Koeffizienten.

Parameter	Wert	Quelle
Spez. Wärmekapazität c_p	960 J/(kg·K)	(El-Sayed, Shash und Abd-Rabou, 2018)
Wärmeleitfähigkeit k	116,6 W/(m·K)	(El-Sayed, Shash und Abd-Rabou, 2018)
Wärmeübergangskoeff. h	10 W/(m ² ·K)	(Khalif und Al Mousawi, 2016)
Emissionsgrad ε	0,09	(Wen und Mudawar, 2005)
Boltzmannkonstante σ	$5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W/(m}^2 \cdot \text{K}^4)$	(El-Sayed, Shash und Abd-Rabou, 2018)

Die Fließkurve des Miyauchi-Tests, die gemessene Temperaturdifferenz ΔT_{PT} in der Nut und die Temperaturdifferenz ΔT_{TE} zwischen den beiden Thermoelementmessstellen sind in Abbildung 5.8 (a) dargestellt. Die Kurven sind aus vier Versuchen mit einer Dehnrates von 1 s^{-1} (SR1) gemittelt. Es ergibt sich eine Scherfestigkeit von $193 \pm 1 \text{ MPa}$. Darüber hinaus werden drei Versuche mit einer Dehnrates von 4 s^{-1} (SR4) zur Validierung der Methodik durchgeführt, was zu einer durchschnittlichen Scherfestigkeit von $185 \pm 0,1 \text{ MPa}$ führt. Die berechneten T -Werte in Abhängigkeit der plastischen Dehnung sind in Abbildung 5.8 (b) dargestellt. Typische Werte für die plastische Dehnung im Blech-ECAP liegen im Bereich von 0,4 bis 0,6. Daher wird T in diesem Bereich gemittelt und zu 0,47 bestimmt.

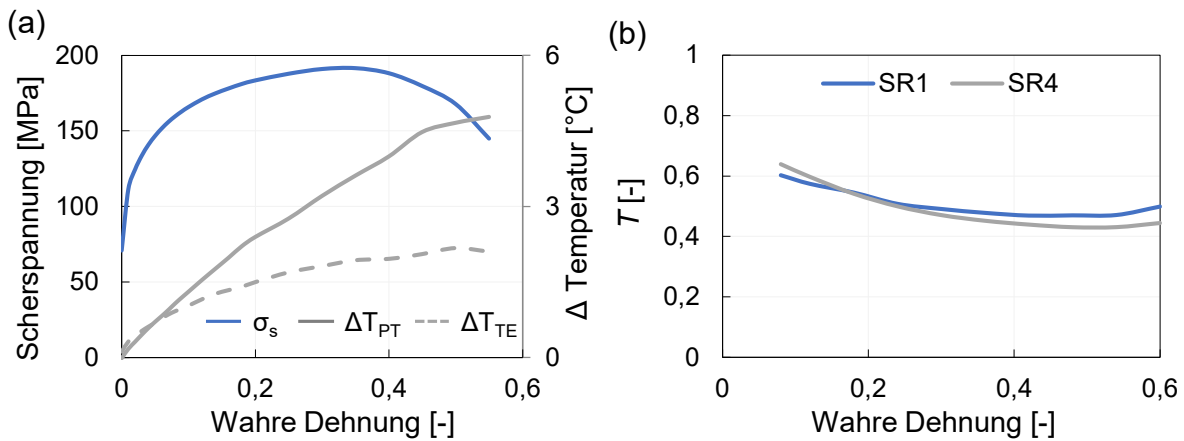


Abbildung 5.8: (a) Scherspannung und gemessene Temperatur während des Miyachi-Versuchs; (b) Taylor-Quinney-Koeffizienten in Abhängigkeit der wahren Dehnung für die Dehnraten SR1 und SR4.

Für die inverse Parameteridentifikation werden ECAP-Simulationen und -Experimente durchgeführt und die Kanalkonfiguration B* wird verwendet. Um die Werkstücktemperatur während des ECAP-Prozesses zu messen, werden seitlich in die zu prüfenden Bleche 10 mm tiefe Löcher für Thermoelemente gebohrt, siehe Abbildung 5.9 (a). Die Löcher befinden sich in der Mitte der Probenlänge (100 mm vom Rand des Blechs). Abbildung 5.9 (b) zeigt die gemessene Temperatur über den Stempelweg des ECAP-Versuchs. Befindet sich das Thermoelement direkt in der Umformzone (100 mm), wird dementsprechend das Temperaturmaximum erreicht.

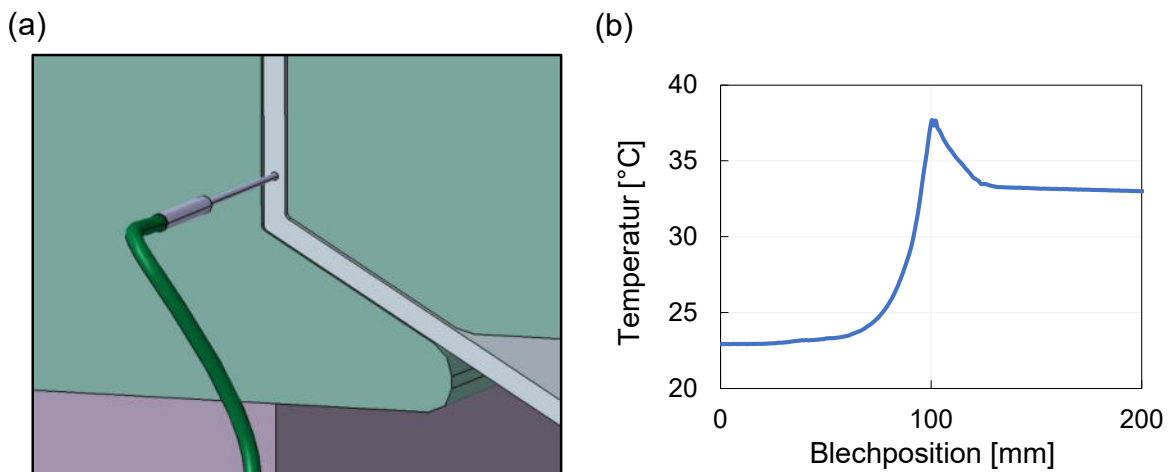


Abbildung 5.9: (a) Thermoelement Typ K mit Durchmesser 0,5 mm befindet sich während des ECAP-Prozesses in einer Bohrung im Blech; (b) im Blech gemessene Temperatur.

Dieses Ergebnis wird für die Kalibrierung der Simulation über die Reibzahl genutzt. Für die thermomechanische Simulation wird der Elementtyp des Blechs um thermische Parameter erweitert (CPE4RT). Zur Simulation der Wärmeübertragung werden auch in den Elementen der

Kanalteile und des Stempels thermische Werte hinterlegt. Detaillierte Analysen zur Wärmeleitfähigkeit k und dem Wärmeübergangskoeffizienten h_E , der beim ECAP vom Abstand zwischen Kanalwerkzeug Blechoberfläche abhängt, finden sich in (Gruber et al., 2021). Für diese Simulation wird der Wärmeübergangskoeffizient h_E von $40000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ nach (Cooper, Mikic und Yovanovich, 1969) verwendet ($0 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ ab einem Abstand von $0,1 \text{ mm}$). Zudem konnte in (Gruber et al., 2021) gezeigt werden, dass die Wahl der Fließkurve (Bulge oder Miyauchi) und die Strahlung nur einen geringen Einfluss auf das Ergebnis der Simulation haben. In dieser Forschungsarbeit liegt der Fokus auf der Reibung, allerdings soll zudem noch der wesentliche Einfluss des Taylor-Quinney-Koeffizienten aufgezeigt werden, siehe Abbildung 5.10 (a). Der gemessene Wert von $0,47$ wird mit dem häufig verwendeten Standardwert von $0,9$ bei einer Reibzahl von $0,02$ verglichen. Es ist ein Unterschied von $11,4 \text{ °C}$ zwischen den Maxima der Kurven zu erkennen. Dies zeigt, dass die Materialparameter für numerische Untersuchungen, insbesondere, wenn sie die Reibung betreffen, im Detail betrachtet und sorgfältig bestimmt werden müssen. Da auch die Dehnrates und der Spannungszustand einen Einfluss auf T haben, sollte für akkurate Simulationsergebnisse die Bestimmung von T immer an den vorliegenden Prozess angepasst werden (Rittel, Zhang und Osovski, 2017). Zur Kalibrierung der Reibung wird die Simulation mit verschiedenen Reibzahlen im Bereich von 0 bis $0,1$ durchgeführt. Abbildung 5.10 (b) zeigt die Temperaturmaxima für die zugehörigen Reibzahlen. Es ist ein nahezu linearer Temperaturanstieg zwischen $0,0$ und $0,04$ mit zunehmender Reibung zu erkennen. Nach diesem anfänglich linearen Bereich steigt die Temperatur stärker an. Gleicht man die Maxima zwischen Experiment und Simulation ab, so erhält man eine Reibzahl von $0,04$. Dieses Erkenntnis stimmt gut mit den Ergebnissen von (Frint et al., 2017) überein, die für das konventionelle ECAP-Verfahren mit dem Schmierstoff Bechem Beruforge 150D eine Reibzahl von $0,06$ ermittelt haben.

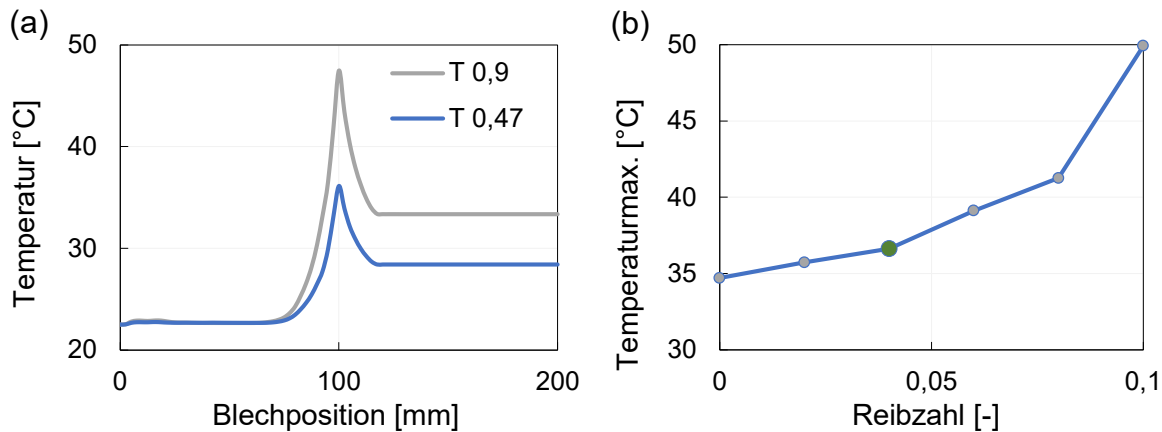


Abbildung 5.10: (a) Numerisch bestimmter Temperaturverlauf während des ECAP Prozesses für die Taylor-Quinney-Koeffizienten $T = 0,47$ und $T = 0,9$; (b) numerisch bestimmte Temperaturmaxima für verschiedene Reibzahlen.

5.2 Bewertung der Blech-ECAP Simulation

Zum qualitativen Abgleich der Simulation mit dem Experiment werden Schlitze der ECAP-Bleche aus den Voruntersuchungen präpariert. Durch die Bestimmung der Johnson-Cook-Parameter ist es möglich, die Rissbildung in den numerischen Untersuchungen zu reproduzieren. Abbildung 5.11 (a) zeigt die numerischen Untersuchungen der Konfiguration A. Vergleicht man den Querschnitt der Mikroskopaufnahme (Abbildung 5.11 (b)) mit dem Ergebnis der Simulation, so sind die Übereinstimmungen im Rissbild zu erkennen. Die Simulation ist demnach in der Lage mit dem ermittelten Bruchkriterium Oberflächenrisse abzubilden. In der numerischen Untersuchung wird deutlich, dass die Rissbildung dem Verlauf der eingebrachten Scherung folgt, was durch die Verformung der Elemente über die Blechstärke dargestellt wird. Die numerische Darstellung dieser Risse zeigt die Eignung des im Push-out-Test ermittelten Johnson-Cook-Kriteriums für die Verwendung in ECAP-Simulationen. Abbildung 5.11 (c) und (d) zeigen den Vergleich zwischen experimentellem und numerischem Querschnitt der Konfiguration B. Die Simulation zeigt eine relativ gleichmäßige Dehnungsverteilung und an der Oberfläche treten keine Risse auf.

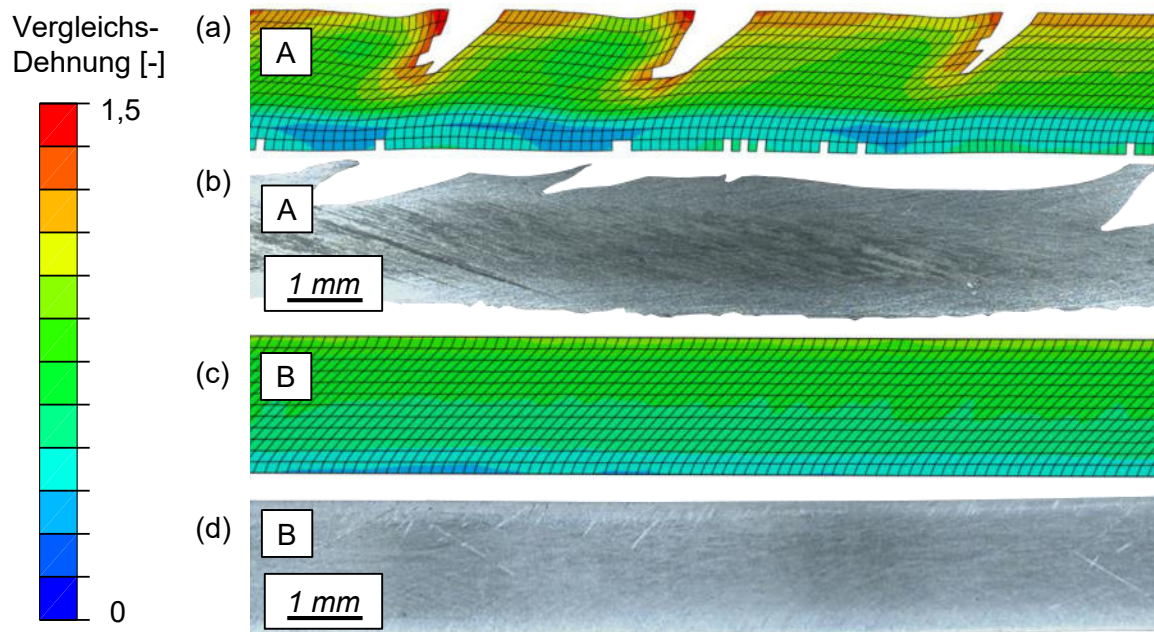


Abbildung 5.11: (a) Numerische Ergebnisse der Konfiguration A; (b) experimentelle Ergebnisse der Konfiguration A; (c) numerische Ergebnisse der Konfiguration B; (d) experimentelle Ergebnisse der Konfiguration B.

Die numerisch ermittelte plastische Vergleichsdehnung über der Blechstärke ist in Abbildung 5.12 dargestellt. Die graue Kurve zeigt die numerischen Ergebnisse der Konfiguration A, die blaue Kurve Konfiguration B. Konfiguration A erfährt am Kanalaußenradius eine plastische Dehnung von ca. 0,5. Die Innenseite zeigt Dehnungsspitzen von bis zu 1,2. Die starke Inhomogenität wird aus diesem Kurvenverlauf deutlich. Die Dehnungen in der Kanalkonfiguration B betragen ca. 0,4 auf der Blechaußenseite und ca. 1 auf der Innenseite. Die Dehnungsverteilung erweist sich vor allem in der Mitte des Blechs als homogener. Die Ergebnisse zeigen, dass insbesondere bei dem großen Verhältnis der geringen Blechdicke zur Blechbreite ein kleiner Außenradius wesentlich ist, um eine mögliche Homogenität des Gefüges zu fördern, siehe Abbildung 5.12 (b) und (c). Die Spannungen können durch den kleineren Außenradius homogener und konzentrierter entlang der Blechstärke verteilt werden, siehe Abbildung 5.12 (c). Dieses Verhalten wurde bereits im konventionellem ECAP gezeigt (Skrotzki, 2019) und erweist sich aufgrund von Skalierungseffekten auch im Blech-ECAP als sehr wichtig (Vollertsen et al., 2009). Die Ergebnisse zeigen prinzipiell, dass es mit der Geometrie des Kanals möglich ist, die Dehnungsverteilung im Material zu beeinflussen. Allerdings ergibt sich wie im Stand der Forschung beschrieben auch für den kleinen Außenradius noch ein Dehnungsgradient über die Blechstärke. Deshalb sollen im Folgenden Strategien zur Verringerung dieser Problemstellung ausgearbeitet werden.

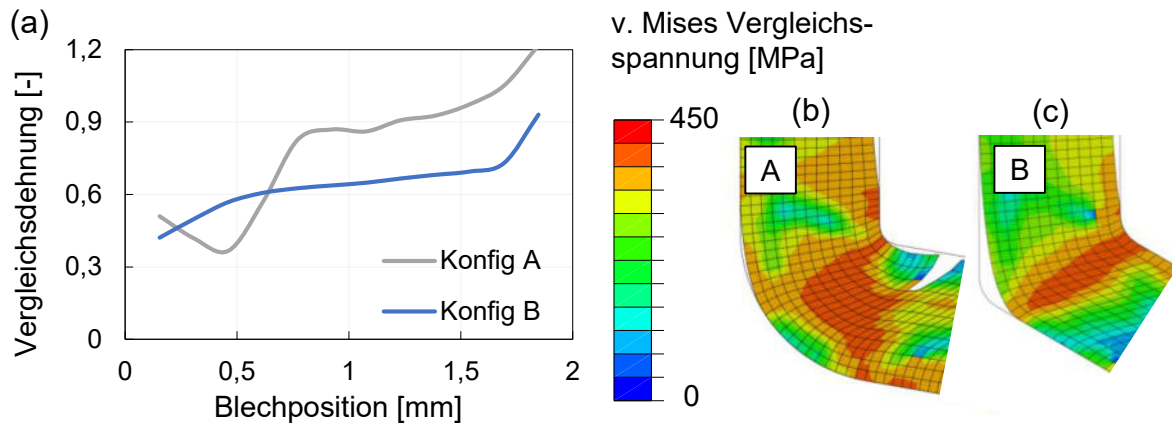


Abbildung 5.12: (a) Numerisch ermittelte plastische Vergleichsdehnung über der Blechstärke der Konfigurationen A und B; von-Mises-Vergleichsspannungen in der Scherzone (b) der Konfiguration A und (c) der Konfiguration B.

5.3 Prozessverbesserung durch gezielte Spannungsüberlagerung

Um eine industrielle Weiterverarbeitung zu gewährleisten, wurde bereits im Zusammenhang mit einem homogeneren Gefüge und der Vermeidung von Rissbildungen an der Blechoberfläche argumentiert, dass ein Gegendruck (GD) während des ECAP einen positiven Einfluss auf den Prozess und somit das Werkstoffgefüge hat. In den folgenden numerischen Untersuchungen wird der Einfluss und die Höhe der Spannungsüberlagerung durch GD für ECAP-Bleche untersucht, siehe Abbildung 5.13. Hierfür wird die ECAP-Simulation um einen gleichmäßigen GD erweitert. Dazu werden jeweils 13 benachbarte Knoten (12 Elemente über die Blechdicke) entgegen der ECAP-Richtung mit der gleichen Kraft von 222, 666 oder 1108 N beaufschlagt, siehe Abbildung 5.13 (c). Für den Blechquerschnitt von 288 mm^2 ergeben sich daraus die GD von 10, 30 oder 50 MPa. Dies ist zwar niedriger als die GD im konventionellen ECAP (Beispiel AA5083: (Stolyarov und Lapovok, 2004), 50 – 200 MPa), aber Abbildung 5.13 verdeutlicht, wie im Fall der Konfiguration A ((a), (c), (e), (g)) bereits durch einen GD von 10 MPa die Rissbildung unterdrückt werden kann. Bei 30 und 50 MPa (Abbildung 5.13 (e) und (g)) können beide Oberflächen weiter verbessert werden. Das Material weist also in den numerischen Untersuchungen schon bei niedrigen GD eine intakte Oberfläche auf, die eine Weiterverarbeitung des Materials ermöglicht. Abbildung 5.13 ((b), (d), (f), (h)) zeigt die plastischen Dehnungen für die Konfiguration B. Es zeigt sich, dass die Dehnungen ab einem Druck von 30 MPa im Außenradius und in der Mitte des Blechs ansteigen und eine homogene Dehnungsverteilung erzielt wird.

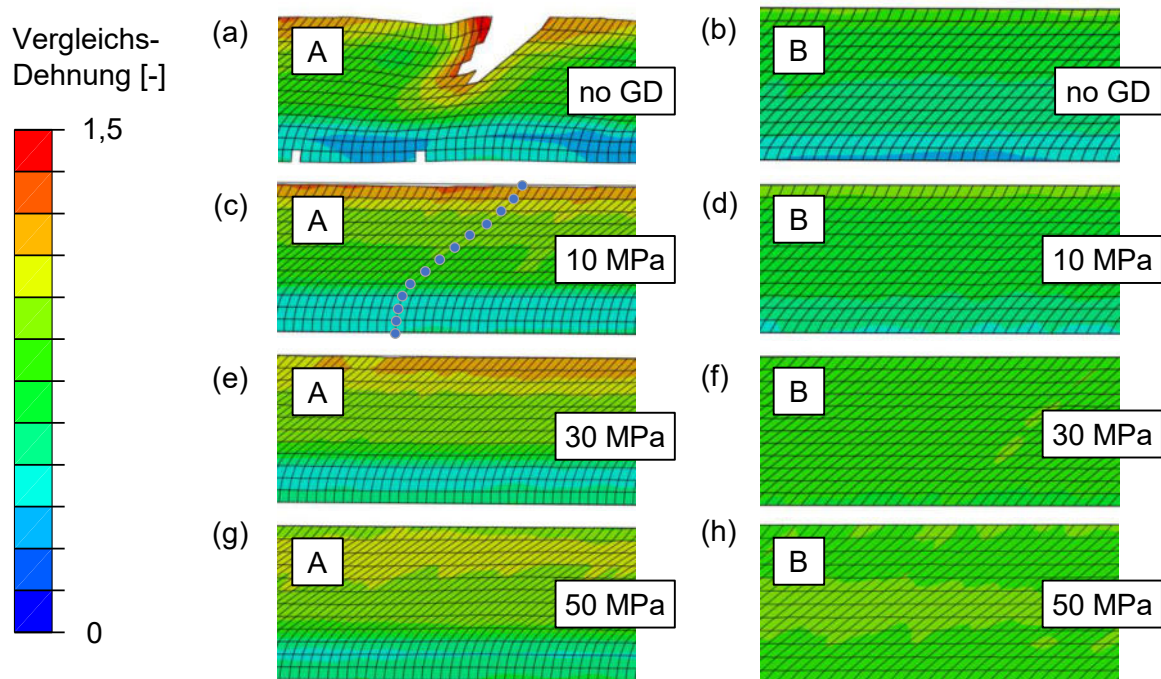


Abbildung 5.13: Simulationsergebnisse der Konfiguration A für 0 (a), 10 (c), 30 (e) und 50 MPa (g) Gegendruck; Simulationsergebnisse der Konfiguration B für 0 (b), 10 (d), 30 (f) und 50 MPa (h) Gegendruck.

Vergleicht man die plastischen Dehnungen über die Blechdicke, so ergeben sich für Konfiguration A nur geringe Unterschiede trotz des Unterbindens der Rissbildung, siehe Abbildung 5.14. Da bei dieser Konfiguration durch den großen Außenradius das Material über die gesamte Blechdicke umgelenkt und gerade am Außenradius dementsprechend nicht geschert werden kann, finden sich im äußeren Bereich trotz Gegendruck nur moderate Erhöhungen. Im Bereich der Blechmitte erhöhen sich die plastischen Dehnungen leicht und resultieren in einem Dehnungswert von ca. 1,1. Die Kurve des 50 MPa Gegendrucks zeigt in diesem Bereich Schwankungen, was auf eine Überlastung des Werkstoffs schließen lässt. Die Dehnungskurven der Konfiguration B zeigen deutlichere Änderungen mit zunehmendem GD. Ab dem GD von 30 MPa ergibt sich ein deutlich homogeneres Dehnungsprofil mit Dehnungen im Bereich von 0,7 bis 0,9.

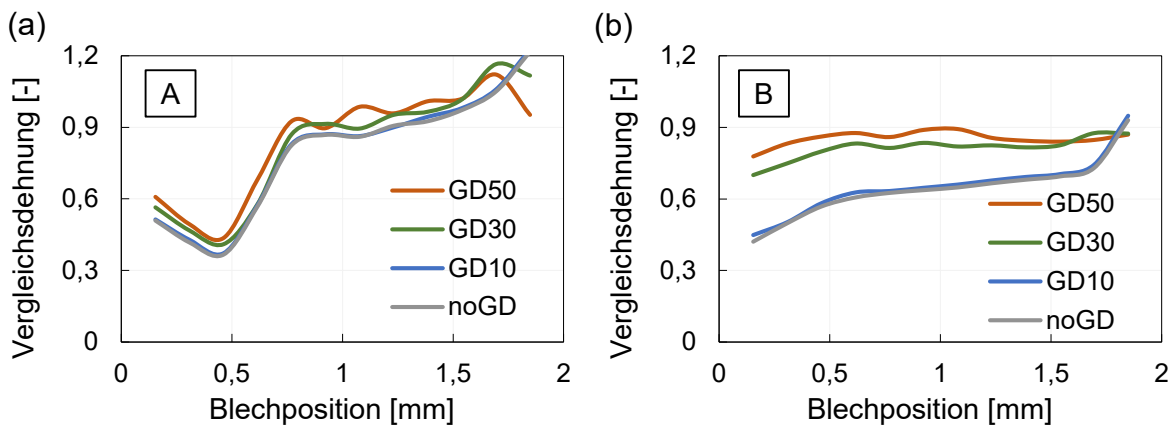


Abbildung 5.14: (a) Plastische Vergleichsdehnung über die Blechstärke für Konfiguration A ohne GD und für die GD 10, 30 und 50 MPa; (b) Plastische Vergleichsdehnung über die Blechstärke für Konfiguration B ohne GD und für die GD 10, 30 und 50 MPa.

Wird GD auf die Konfiguration B angewendet, wird das Material in den Außenradius gepresst, siehe Abbildung 5.15. Um die eingebrachten Spannungen im Material darzustellen, wird in dieser Abbildung die von-Mises-Vergleichsspannung verwendet. Abbildung 5.15 (a) zeigt die Spannungen der ECAP-Simulation der Konfiguration B ohne GD, (b) mit einem GD von 30 MPa. Die Füllung der "toten Zone" eine weitere Homogenisierung der Scherzone bis in den Bereich des äußeren Kanalradius. Dies führt unmittelbar zu einer homogenen und stärker deformierten Struktur. Diese Erkenntnis stimmt mit den Ergebnissen von (Ponce-Peña et al., 2015) (Kombination aus Innen- und Außenradius) und (A. Mendes Filho et al., 2008) (Fokus auf Außenradius) überein, die verschiedene Kanalgeometrien im konventionellen ECAP getestet haben.

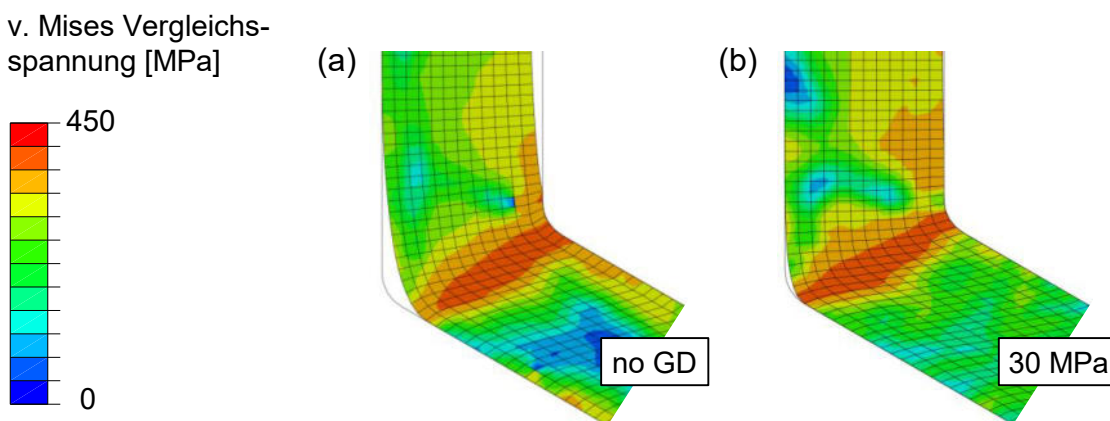


Abbildung 5.15: Simulation der Konfiguration B (a) ohne und (b) mit einem GD von 30 MPa.

Die Simulationen des GDs zeigen das Potenzial für die Verbesserung des ECAP-Blechs. Insbesondere durch den kleinen Außenradius und das Schließen der „toten Zone“ zeigt die Konfiguration B eine homogene Dehnungsverteilung.

5.4 Numerische Analyse kumulativer ECAP-Pässe

Um beim ECAP-Verfahren höhere Scherdehnungen und somit ein feineres Gefüge zu erlangen, werden an einem Werkstück mehrere ECAP-Pässe durchgeführt. Dieser kumulative Prozess soll auch für das ECAP an Blechwerkstoffen untersucht werden. Dafür wird eine mehrstufige Simulation aufgebaut, wobei die relevanten Simulationsergebnisse, also die Spannungen und plastischen Dehnungen vom vorherigen Durchgang an den nächsten Durchgang weitergegeben werden. Da die Software Abaqus in der Funktion ‚Predefined Field‘ lediglich die Datenübertragung der Spannungswerte realisieren kann, wird über die Schnittstelle zur Software Python ein Programm und ein Vorgehen entwickelt, mit denen dieses Mapping umsetzbar ist. Dabei werden aus dem letzten Schritt der Ergebnisdatei über ein für die Abaqusoberfläche entwickeltes Plug-in die benötigten Werte exportiert. Diese Werte können im Anschluss automatisiert in die input-Datei des nächsten Prozessschrittes integriert und dann als Startwerte verwendet werden, siehe Abbildung. Abbildung 5.16 (a) und (c) zeigen dabei die Vergleichsspannungen (a) und -dehnungen (c) in der Endposition der Konfiguration B mit einem GD von 30 MPa. Abbildung 5.16 (b) und (d) zeigen die entsprechenden Startwerte einer Simulation mit der Route C. Für die Simulation dieser Route muss das Blech im Modell zudem um 180° vor Beginn der Umformung rotiert werden. Dies entspricht nicht exakt dem experimentellen Vorgehen, bei dem das Blech um die ECAP-Achse um 180° gedreht wird. Da der Prozess entlang des ECAP-Blechs allerdings annähernd homogen abläuft, wird diese Vereinfachung in der ECAP-Simulation getroffen. Zur Unterscheidung der Prozessschritte wird im Folgenden für den ersten ECAP-Pass die Benennung N1 eingeführt. Jeder weitere Schritt erfolgt in dieser Arbeit mit der Route C und je nach Anzahl der Prozessschritte wird an den Buchstaben C noch die zugehörige Nummer angehängt. Beispielsweise hat der zweite Prozessschritt die Benennung C2, der dritte C3, usw.

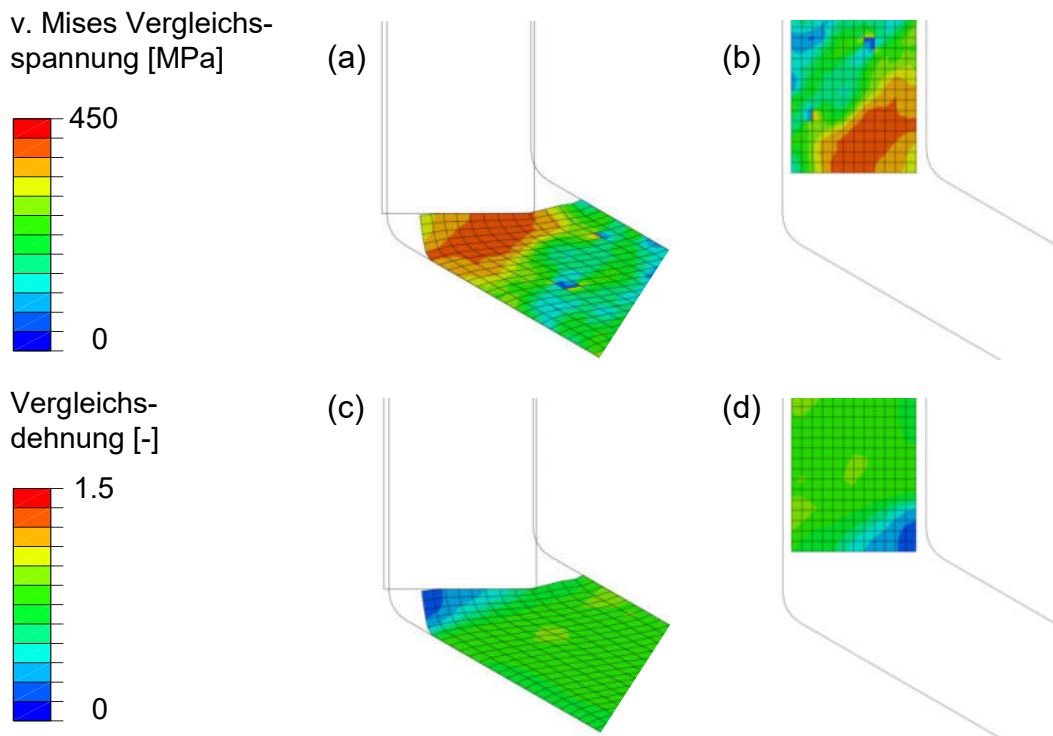


Abbildung 5.16: Mapping der Spannungen (a) und Dehnungen (c) aus Schritt N1 auf die Startwerte (b) und (d) der Simulation C2.

Dieses Vorgehen wird für die Kanalkonfiguration B angewendet, um das Rissverhalten im mehrstufigen Prozess zu bewerten. Abbildung 5.17 (a) zeigt die Ergebnisse der Simulation der Prozessroute C2 ohne Gegendruck im ersten und im zweiten Prozessschritt. Es zeigt sich deutlich die Rissbildung an der Oberfläche des Innenradius. Verwendet man hingegen wieder einen Gegendruck von 10 MPa im ersten und zweiten Prozessschritt, Abbildung 5.17 (b), lässt sich die Oberfläche wesentlich verbessern. Der Gegendruck ermöglicht also prinzipiell auch bei mehrstufigen ECAP-Prozessen ein Unterdrücken der Rissbildung. Betrachtet man die in den Werkstoff eingebrachte Dehnung, zeigt sich, dass Route C zu einer homogenen Dehnungsverteilung beiträgt. Die Dehnungen bei einem GD von 50 MPa sind nochmals deutlich höher, allerdings kann das Blech nur bis circa zur Probenmitte ausgewertet werden, da das Blech durch den hohen Gegendruck bereits im Eingangskanal kollabiert und die Simulation abbricht.

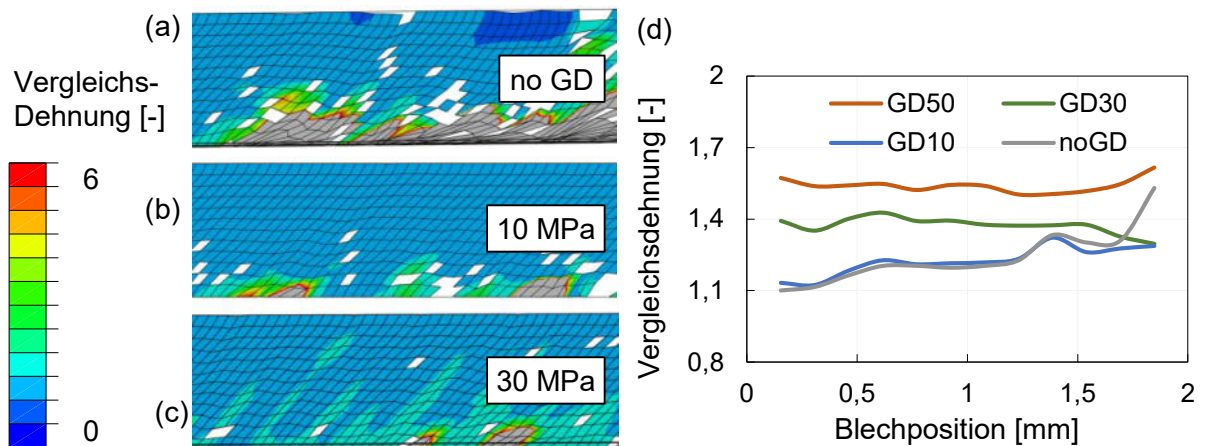


Abbildung 5.17: Plastische Vergleichsdehnungen der Simulation der Route C2 ohne (a), mit 10 MPa (b) und 30 MPa (c) GD; (d) zugehörige plastische Vergleichsdehnung über die Blechstärke.

Die Ergebnisse der Route C2 mit 10 und 30 MPa ermöglichen die Simulation eines weiteren Prozessschrittes. Abbildung 5.18 zeigt die ECAP Route C3 mit Gegendruck. Hier bilden sich nun trotz des Gegendrucks Risse an der Oberfläche des Kanalinnenradius. Zum Erreichen noch höherer Anzahlen an Umformschritten resultiert die Notwendigkeit, das Umformvermögen des Werkstoffs zwischen den Schritten zu erhöhen. In den folgenden experimentellen Untersuchungen sollen daher auch gezielte Wärmebehandlungen untersucht werden.

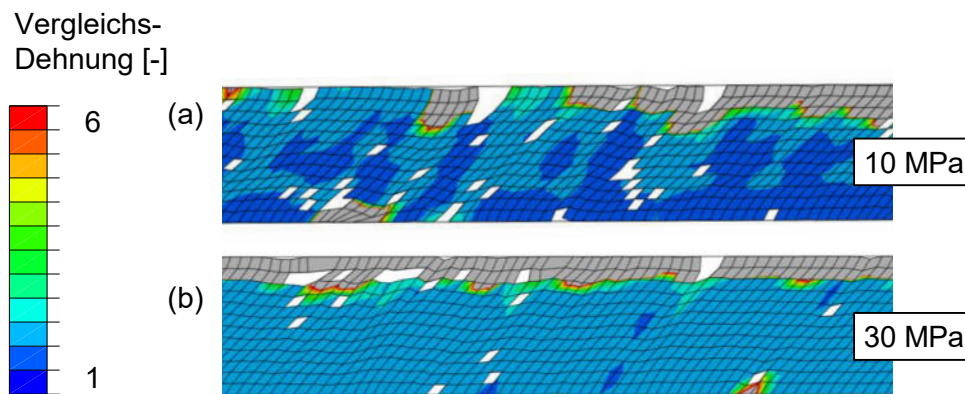


Abbildung 5.18: Plastische Vergleichsdehnungen der Simulation der Route C3 mit 10 MPa (a) und mit 30 MPa GD (b).

Zusammengefasst kann festgehalten werden, dass mit der Konfiguration B im ersten Schritt N1 noch kein GD nötig ist, um die Bleche mit ECAP zu bearbeiten. Erhöht man den GD, so wird die Dehnungsverteilung durch das Schließen der „toten Zone“ homogener. Für Prozessschritt C2 ist die Verwendung eines GDs zur Herstellung rissfreier Halbzeuge nötig. Ein GD von 50 MPa scheint aufgrund der erhöhten Prozesskräfte nicht zielführend, da der Werkstoff bereits

vor dem Durchlaufen des Kanals kollabiert. Für C3 konnten keine Ergebnisse mit einer rissfreien Oberfläche dargestellt werden. Neben dem GD müssen für höhere ECAP-Anzahlen weitere Maßnahmen, wie beispielsweise gezielte Wärmebehandlungen, getroffen werden.

6 Experimentelle Untersuchungen des Blech-ECAP

6.1 Implementierung eines Gegendrucks beim Blech-ECAP

Die Erkenntnisse der numerischen Untersuchungen werden in diesem Kapitel experimentell umgesetzt. Dafür wird das bestehende ECAP-Werkzeug für Blechwerkstoffe modifiziert und mit einer Gegendruckeinrichtung erweitert. Für die experimentellen Untersuchungen wird wie in den Simulationen Konfiguration B gewählt. Die Voruntersuchungen konnten bereits zeigen, dass das Werkzeug bei den hohen Prozesskräften nahe am Steifigkeitslimit betrieben wird. So kam es in den Voruntersuchungen beispielsweise bereits zu einem Aufbiegen des linken Kanalteils. Da die Prozesskräfte mit Einsatz einer Gegendruckapparatur nochmals ansteigen, wird zunächst das bestehende Werkzeug nach (Suh et al., 2015) zusätzlich versteift. Der linke Kanalteil, verbunden mit der Grundplatte des Werkzeugs, wird dafür über eine Gleitführung am Werkzeugniederhalter abgestützt, um Biegemomente aufzunehmen. Der rechte Kanalteil, verbunden mit dem Niederhalter, wird ebenfalls über eine Gleitführung zur Aufnahme des Drehmoments an der Grundplatte abgestützt, siehe Abbildung 6.1 (Führungssäulen und weitere Peripherie ausgeblendet). Um den Gegenhalter zu integrieren, wird zudem die Öffnung in der Bodenplatte vergrößert, die bisher dem Auswurf der ECAP bearbeiteten Bleche dient.

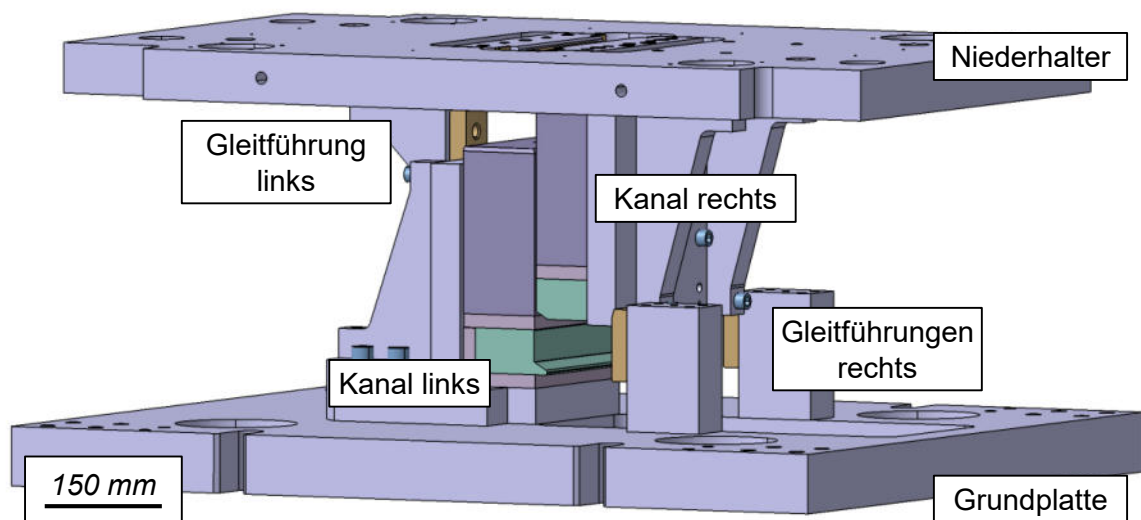


Abbildung 6.1: Versteifung des bestehenden ECAP-Werkzeugs für Blechwerkstoffe.

Der Gegenhalter wird in eine Stahlplatte integriert, die unter das ECAP-Werkzeug montiert werden kann, siehe Abbildung 6.2 (a) (Führungssäule vorn rechts ausgeblendet). Bestehend aus zwei Teilen bildet der Gegenhalter wie das ECAP-Werkzeug einen Kanal, dessen Höhe über Höhenadapter seitlich am Werkzeug eingestellt werden kann, siehe Abbildung 6.2 (b). Nuten in den Gegenhalterbauteilen (unten und oben) bieten den nötigen Platz für die Gasdruckfedern,

siehe Abbildung 6.2 (c). Die Führung des Blechs im Kanal unterbindet ein Ausknicken. Über Stützen wird der Gegenhalter an der Stahlplatte befestigt und zum Kanal ausgerichtet. Lediglich ein sehr kleiner Spalt zwischen Kanalausgang und dem Eingang zum Gegenhalterkanal entsteht aufgrund des Radius am Kanalausgang. Der benötigte Gegendruck (GD) wird über drei Gasdruckfedern (Typ Heavy Duty, Fibro) auf das Druckstück aufgebracht, welches die Kraft flächig und gleichmäßig in das Werkstück einleiten kann. Am Druckstück sind Aussparungen für die Positionierung zu den Gasdruckfedern vorgesehen. Mit einer Stärke von 1,8 mm und einer Breite von 160 mm besitzt das Druckstück den gleichen Querschnitt A_{GD} wie die Blechhalbzeuge. Für einen GD von 10 MPa ergibt sich daraus eine benötigte Kraft $F_{GD} = A_{GD} \cdot 10 \text{ MPa} = 2,88 \text{ kN}$. Zur Einstellung der Kraft der Gasdruckfedern werden diese mit Stickstoff befüllt. Bei einem Druck von 150 bar ergibt sich eine Kraft von 7,40 kN. Dieses Verhältnis kann herangezogen werden, um die geforderten Kräfte einzustellen (Fibro, 2021). Für drei Federn ergibt sich ein Druck von ca. 20 bar pro Feder. Durch die Verdrängung der Kolben erhöht sich der Druck in den Federn, was zu leichten Unterschieden im Gegendruck zu Beginn und am Ende des Prozesses führt. Der Zielwert von 10 MPa ist daher der über den Prozess gemittelte Druck. Neben der Wahl des richtigen GDs muss im Gegendruckwerkzeug wegen der zunehmenden Blechstärke auch die Höhe des Kanals angepasst werden. Diese erhöht sich dabei mit der Breite des ECAP-Kanals und wird dementsprechend angepasst.

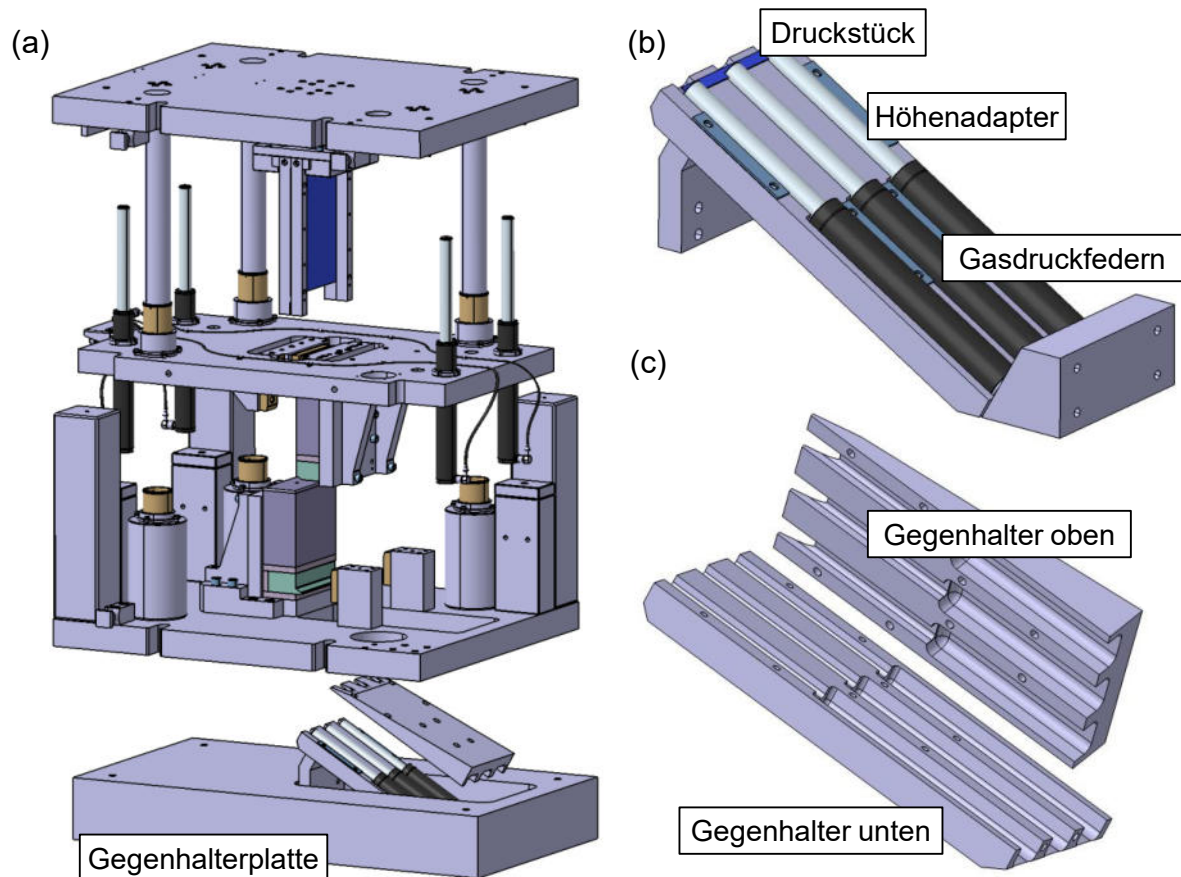


Abbildung 6.2: (a) Erweiterung des ECAP-Werkzeugs für Blechwerkstoffe um eine Gegendruckeinheit in einer Gegenhalterplatte, die von unten an das Werkzeug montiert wird; (b) Unterteil der Gegendruckeinheit mit Gasdruckfedern, Adaptern zur Anpassung der Kanalhöhe und dem Druckstück zum Aufbringen der Gegenkraft; (c) Kanalteile des Gegenhalters.

6.2 Einfluss des Gegendrucks

Eine Übersicht der durchgeführten Versuche zur Untersuchung des Gegendrucks beim ECAP für Blechwerkstoffe ist in Abbildung 6.3 gegeben. Abbildung 6.4 zeigt repräsentative Bilder von Fehlstellen bei verschiedenen Parameterkonfigurationen und generell wird bei den bearbeiteten Blechen qualitativ Folgendes beobachtet:

- Im ersten ECAP-Pass N1 können die Bleche ohne GD und mit 10 und 30 MPa rissfrei bearbeitet werden. Der Gegendruck von 50 MPa bringt den Werkstoff am Stempel zum Rückwärtsfließen und es bilden sich feine Risse an der Blechoberfläche, siehe Abbildung 6.4 (a). Diese können dadurch entstehen, dass der Werkstoff teilweise in den Spalt zwischen Kanalausgang und Gegenhaltereingang gepresst wird. Zudem fließt der Werkstoff durch den hohen GD auch in Breitenrichtung, da das Werkzeug seitlich nicht geschlossen ist. Für den GD von 50 MPa ergibt sich dabei eine Verbreiterung um circa 3 %.

- Nach zwei ECAP-Pässen mit der Prozessroute C2 zeigen sich vereinzelt leichte Oberflächendefekte bei den Proben ohne GD. Die Proben mit 10 und 30 MPa GD sind allgemein rissfrei bearbeitbar. Aufgrund der hohen Prozesskraft ergeben sich bei 30 MPa allerdings Bereiche mit Werkzeugabdrücken bei den Werkzeugaussparungen der Gasdruckfedern, siehe Abbildung 6.4 (b).
- Eine Bearbeitung der Bleche mit drei ECAP-Pässen der Route C3 ergibt trotz Einsatz des GDs von 10 MPa Rissbildungen, siehe Abbildung 6.4 (c).

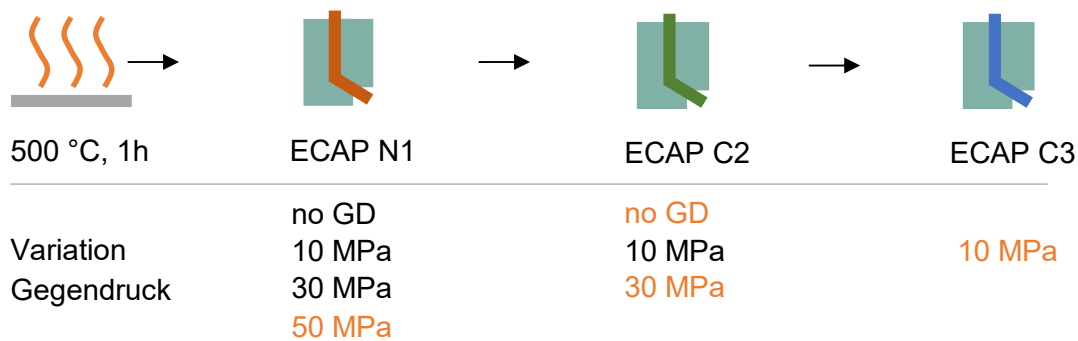


Abbildung 6.3: Übersicht der durchgeführten Versuche zur Untersuchung des Gegendrucks. Orange markierte Gegendruckvariationen ergeben Fehlstellen im ECAP bearbeiteten Halbzeug.

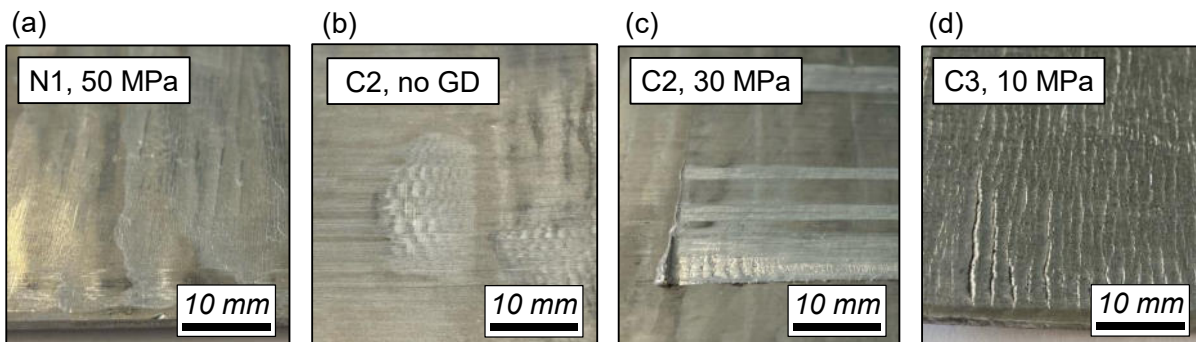


Abbildung 6.4: (a) Leichte Rissbildung an der Oberfläche der N1-Probe mit 50 MPa GD; (b) leichte Rissbildungen und Abdrücke an der Oberfläche der C2-Probe ohne GD; (c) starke Abdrücke an der Blechunterseite der C2-Probe mit 30 MPa GD; (d) Rissbildung bei der Route C3 mit GD von 10 MPa.

Um die plastische Verformung über den Blechquerschnitt zu veranschaulichen und so die Homogenität der eingebrachten Deformation zu beurteilen, werden Mikrohärtemessungen durchgeführt. Die Härte im Werkstoff steigt mit Zunahme der plastischen Verformung (Tekkaya und Lange, 2000). Dieser Zusammenhang verhält sich nichtlinear, aber generell können höhere Härtewerte im vorliegenden Werkstoff als höhere plastische Dehnungen gedeutet werden (Gruber et al., 2019). Die über die Blechdicke gemessene Mikrohärtigkeit der ECAP-Bleche ist in Abbildung

6.5 dargestellt. Für jede der experimentellen Mikrohärteprüfungen werden mindestens sechs Messungen über die Blechdicke durchgeführt, der Mittelwert und die Standardabweichungen sind angegeben. Verglichen mit der Grundhärte von 70,5 HV des Referenzmaterials ist beim ECAP-Material ein deutlicher Anstieg der Härte zu erkennen. Für den ersten ECAP-Pass N1 ohne GD wird eine Härte von 100 HV im äußeren Bereich und ein Wert von bis zu 119 HV am inneren Radius festgestellt. Die niedrigeren Werte am Außenradius entsprechen den Ergebnissen der plastischen Dehnungen in der Simulation. Im Vergleich dazu zeigt die ECAP-Verformung mit überlagertem GD einen allgemeinen Anstieg der Materialhärte, begleitet von einer Stabilisierung der Mikrohärte am inneren Kanalradius und einer Verringerung der Streuung, die eine Homogenisierung der Verformung über die Blechdicke verdeutlicht. Die Probe mit 50 MPa GD kann aufgrund der Oberflächenrisse zwar nicht weiterverarbeitet werden, allerdings verdeutlicht die Härteprüfung die Übereinstimmung mit den Simulationsergebnissen.

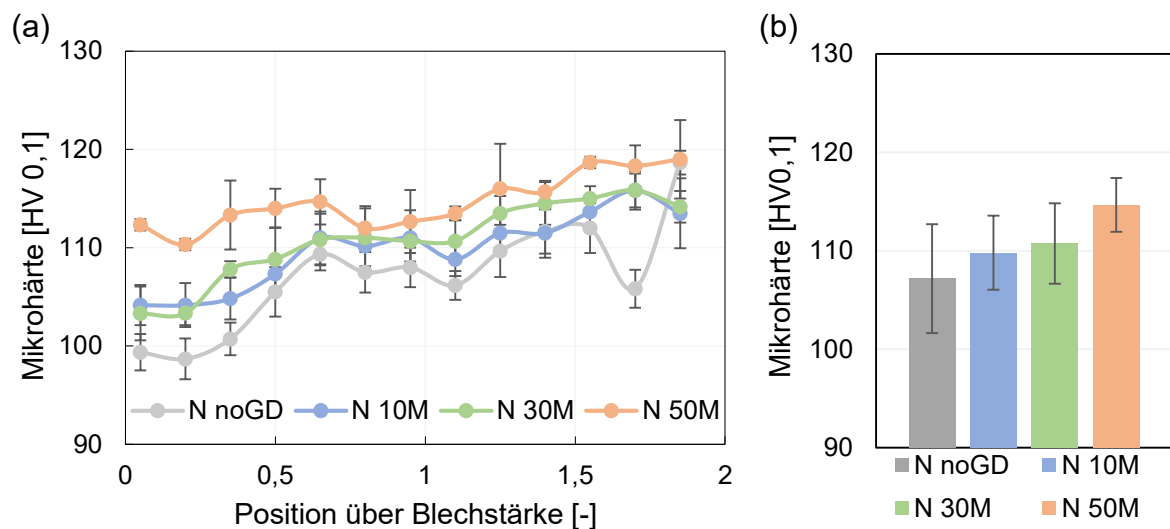


Abbildung 6.5: (a) Verläufe der Mikrohärte über die Blechdicke für die angewendeten GDs für Route N; (b) mittlere Mikrohärte der geprüften Zustände.

Abbildung 6.6 veranschaulicht die Auswirkungen des GDs bei mehreren ECAP-Durchgängen. Bei Route C steigen die Härtewerte weiter an, aber ohne Gegendruck treten starke Schwankungen über die Blechdicke auf. Bei den Gegendrücken können diese Schwankungen reduziert werden und die Verläufe werden homogener. Diese Homogenität spiegelt die Erkenntnisse aus der Simulation wider und verdeutlicht das Potenzial des Gegendrucks für Blechwerkstoffe. Bereits bei 10 MPa zeigt sich eine Abnahme der Schwankungen. Da die Rissbildung bereits bei 10 MPa unterbunden werden kann und bei einem GD von 30 MPa teilweise Werkzeugabdrücke in den Blechen resultieren, wird der Gegendruck von 10 MPa für die weiteren Untersuchungen verwendet.

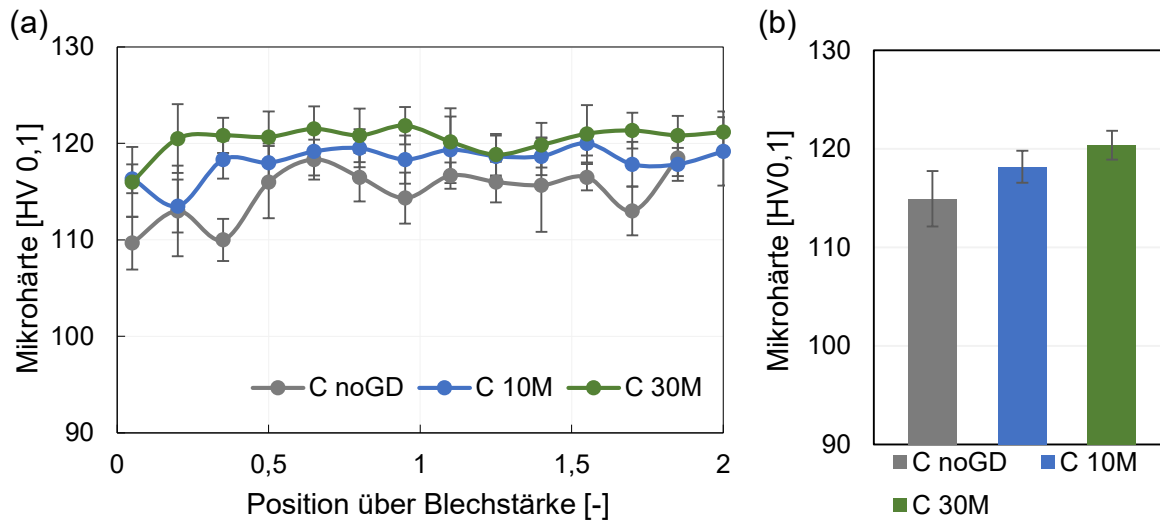


Abbildung 6.6: (a) Verläufe der Mikrohärte über die Blechdicke für die angewendeten GDs für Route C; (b) mittlere Mikrohärte der geprüften Zustände.

Qualitativ lassen sich diese Entwicklungen mit EBSD-Messungen an der Mikrostruktur des Blechquerschnitts bewerten. Für die Charakterisierung von Substrukturen (KWKG) sowie von Körnern mit GWKG werden Korntoleranzwinkel von 5° (TA- 5°) bzw. 15° (TA- 15°) verwendet, siehe Abbildung 6.7. Die schwarzen Linien im Orientierungsmapping stellen GWKG dar (Missorientierungswinkel $> 15^\circ$). Das Mikrogefüge repräsentativer EBSD-Schliffbilder des Querschnitts im Referenzzustand (Ref) sowie der ECAP-Materialien nach zwei ECAP-Durchgängen ist in den Abbildung 6.7 (a) bis (c) dargestellt. Das Referenzgefüge ist durch homogen verteilte, gleichachsige Körner mit nur wenigen isolierten Unterstrukturen gekennzeichnet. Die entsprechende Korngrößenverteilung (grau) in Abbildung 6.7 (d) ergibt ein Maximum bei etwa $16 \mu\text{m}$ für TA- 5° , während für TA- 15° eine etwas höhere mittlere Korngröße von $20 \mu\text{m}$ zu beobachten ist, siehe Abbildung 6.7 (e). Im Vergleich dazu besitzt das ECAP-Gefüge ohne GD (C2 noGD) einen ausgeprägten Verformungsgradienten über die Blechstärke. Am oberen Rand des Blechs ist ein schmaler Bereich zu erkennen, in dem das Material entgegen der Pressrichtung geschert wird. Dies ist auf Reibungseffekte am Kanalinnenradius im Oberflächenbereich zurückzuführen. An diesen Abschnitt schließt sich ein Bereich an, in dem die Längsachsen der Körner aufgrund der eingebrachten Scherdehnungen in einem charakteristischen Neigungswinkel zu ED ausgerichtet sind. Das untere Drittel des Querschnitts zeigt dagegen nur geringe Anzeichen einer ausgeprägten Verformung. Die TA- 5° -Verteilung (Abbildung (d)) zeigt eine leichte Verschiebung der Teilgefüge des ECAP ohne GD zu kleineren Größen. Eine signifikante Gefügeveränderung ist in Abbildung 6.7 (c) für den ECAP-Zustand mit einem GD von 10 MPa (C2 10M) zu erkennen. Das Mikrogefüge ist durch Gradienten gekennzeichnet, die ähnlich dem Zustand ohne GD sind. Allerdings sind durch den GD auch die Kör-

ner des unteren Drittels des Blechquerschnitts in einem charakteristischen Neigungswinkel gegenüber ED orientiert und es lassen sich eine größere Anzahl von GWKG sowie ausgeprägte Substrukturen beobachten. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass aufgrund der Blechaufdickung Abbildung 6.7 (c) in einer etwas anderen Vergrößerung gezeigt wird, damit der gesamte Blechquerschnitt mit seinen charakteristischen Merkmalen (einschließlich Verformungsgradienten, Kornorientierungen und lokalen Substrukturen) abgebildet werden kann. Die TA-15°-Verteilung (Abbildung 6.7 (e)) zeigt eine geringfügige Zunahme im Bereich der kleineren Korngrößen unter etwa 4 μm . Im Gegensatz dazu zeigt die TA-5°-Verteilung der Substrukturen (Abbildung 6.7 (d)) einen deutlichen Anstieg für Strukturen unterhalb einer Größe von 8 μm .

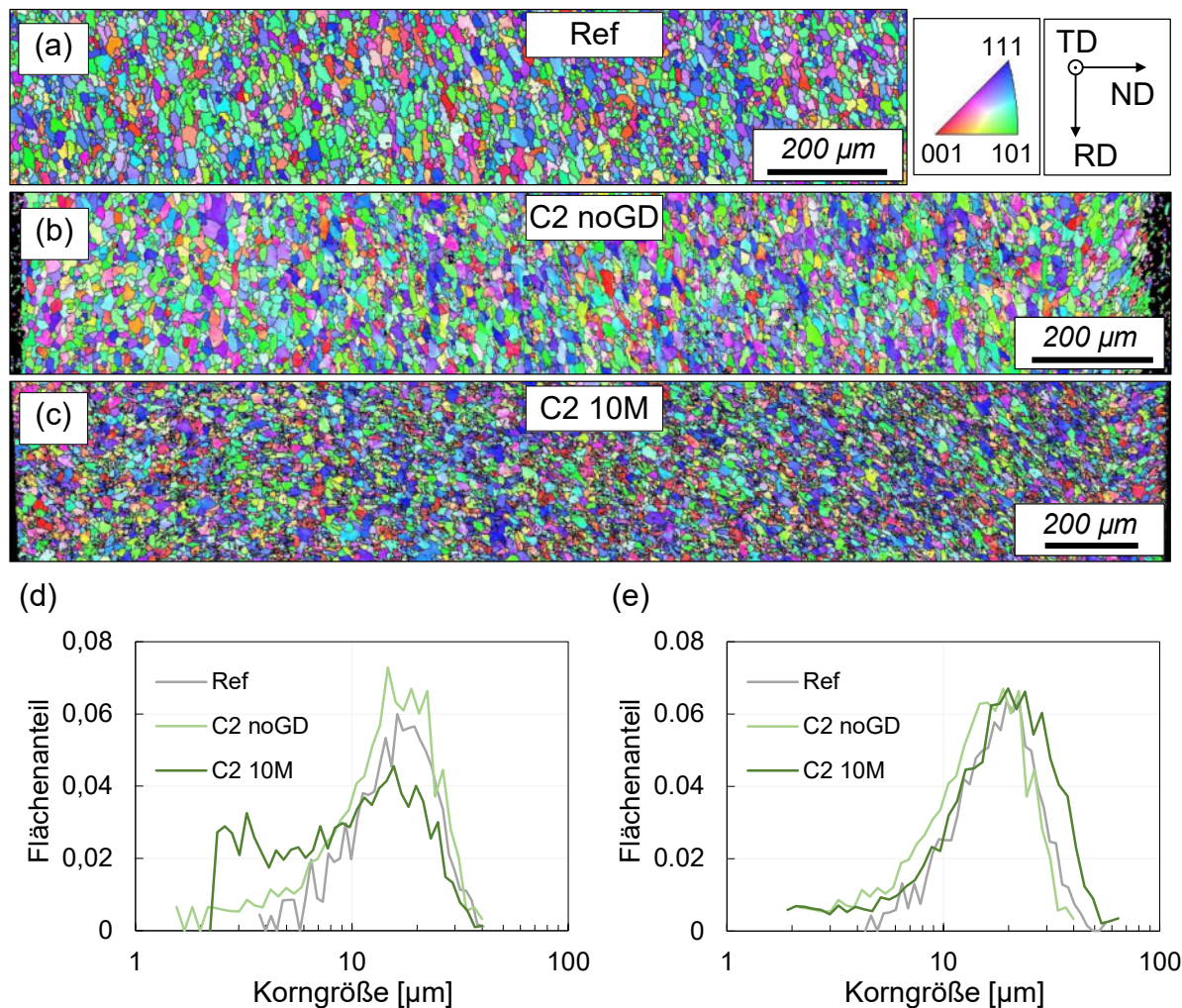


Abbildung 6.7: Inverse Polfiguren des Blechquerschnitts (TD-Ebene) für (a) das Referenzmaterial, (b) Route C ohne GD (C2 noGD) und (c) mit einem Gegendruck von 10 MPa (C2 10M); entsprechende Korngrößenverteilungen für einen Korntoleranzwinkel von (d) 5° (TA 5°) und (e) 15° (TA-15°).

Der Trend einer signifikanten Zunahme der Defektdichte infolge der ECAP-Verformung sowie der weiteren Zunahme durch die Anwendung eines passiven GD wird durch die Grenzlinienlänge pro Fläche (Grenzflächendichte als Funktion des Missorientierungswinkels) in Abbildung 6.8 verdeutlicht. Die Darstellung weist eine deutliche Zunahme aller Grenzflächen für die ECAP-Bedingungen (C2 noGD, C2 10M) im Vergleich zu Ref auf. Die Anwendung eines GD (C2 10M) führt dann zu einem weiteren Anstieg, insbesondere ab einer Missorientierung von mehr als 10° .

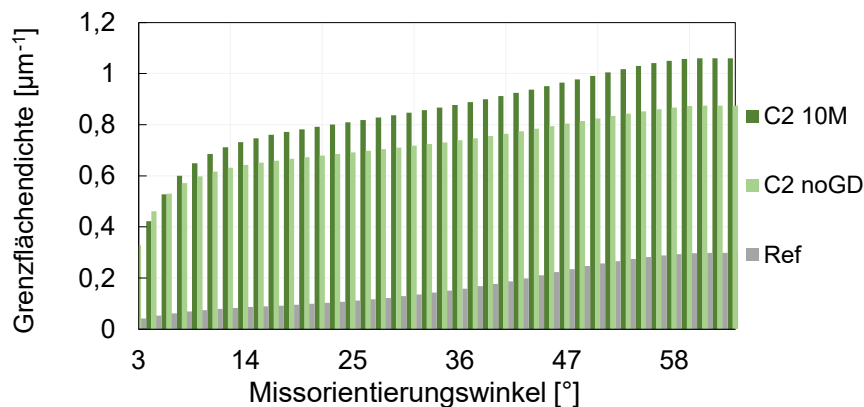


Abbildung 6.8: Analyse der Grenzflächendichte in Abhängigkeit des Missorientierungswinkels für die Zustände Ref, C2 ohne GD und C2 mit einem GD von 10 MPa.

6.3 Untersuchung gezielter Wärmebehandlungen

6.3.1 Homogenisierung

Um eine höhere Anzahl an ECAP-Pässen zu erreichen, wird neben dem GD eine Homogenisierung des Gefüges zwischen den ECAP-Schritten untersucht. Zur Bestimmung des benötigten Temperaturbereichs werden die DSC-Messungen herangezogen. Abbildung 6.9 zeigt die Messungen des Ausgangszustands Ref, des ersten ECAP-Schritts und der Route C2. Der Ausgangszustand der naturharten Aluminiumlegierung zeigt keine endothermen oder exothermen Reaktionen im untersuchten Temperaturbereich, was die thermische Stabilität des Gefüges belegt. Für beide ECAP-Kurven zeigt sich eine leichte exotherme Reaktion im Bereich zwischen 150 und 250 °C. Frühere Untersuchungen mit demselben Werkstoff konnten diesen Bereich ebenfalls als geeignet für Homogenisierungsbehandlungen qualifizieren (Illgen et al., 2021). Für N1 ergibt sich anschließend ein stärkerer exothermer Peak bei ca. 375 °C, für Route C2 bei 350 °C. Diese exothermen Reaktionen können auf die Rekristallisation des Gefüges zurückgeführt werden. Für die Zwischenwärmebehandlung wird entsprechend den DSC-Ergebnissen die Homogenisierungstemperatur von 250 °C bei einer Stunde Wärmebehandlungszeit gewählt, um die Umformbarkeit zu steigern und ein ausreichendes Potenzial für weitere Kaltverfestigung zu

erhalten, ohne dass es zu einem vorzeitigen Versagen des Materials kommt. Abbildung 6.9 (b) zeigt die Verteilung der Mikrohärtigkeit über die Blechstärke vor (C_2) und nach (C_{2H}) der Homogenisierungsbehandlung. Im Mittel nimmt die Mikrohärtigkeit von 118 HV auf 104 HV ab. Die Abnahme ist auf die Ausheilung von Versetzungen und Punktdefekten zurückzuführen.

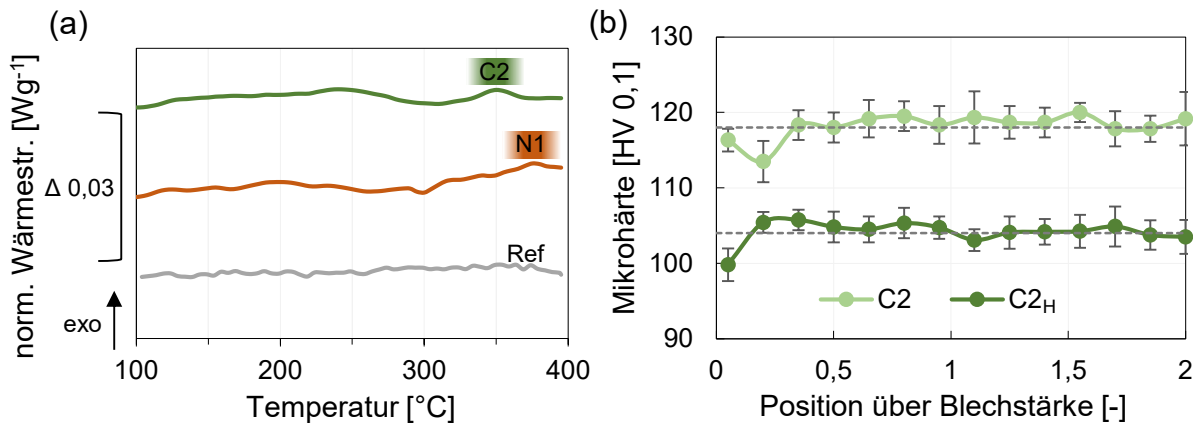


Abbildung 6.9: (a) DSC-Messungen der Zustände Ref, N1 und C2; (b) Verlauf der Mikrohärtigkeit [HV0,1] über die Blechstärke für den ECAP Zustand C2 ohne (C_2) und mit (C_{2H}) einer Homogenisierungswärmebehandlung von 250 $^{\circ}C$ bei 1 h.

6.3.2 Durchführung höherer Anzahl an ECAP-Pässen

Die Anwendung der Zwischenwärmebehandlung von 250 $^{\circ}C$ bei 1 h und eines GDs von 10 MPa ermöglicht in weiterführenden Experimenten eine rissfreie ECAP Bearbeitung der Aluminiumbleche mit vier ECAP-Pässen der Route C. Pro ECAP-Schritt ergibt sich eine Zunahme der Blechdicke um ca. 10 %. Zur qualitativen Analyse der Entwicklung der Mikrostruktur mit zunehmender ECAP-Umformung sind in Abbildung 6.10 die Ergebnisse der EBSD-Messungen der Blechquerschnitte (TD-Ebene) ohne Darstellung der Korngrenzen abgebildet. Für die Randbereiche der Blechquerschnitte zeigen sich bei allen Zuständen ausgeprägte Deformationsgradienten, die am Kanalinnenradius von einer deutlichen Ausrichtung der Körner entgegen ED geprägt sind. Dies lässt sich auf eine nach wie vor hohe Reibung der Halbzeugoberflächen an der Kanalinnenwand zurückzuführen. Auch für den Bereich am Außenradius lassen sich Deformationsgradienten beobachten, die mit zunehmender ECAP-Anzahl ausgeprägter werden. Infolge der Rotation in aufeinanderfolgenden Umformschritten (Route C) ergibt sich für den Zustand C2 eine wellenförmige Ausrichtung der Mikrostruktur, die für den Zustand C4 weiter zunimmt. Es sei wiederum darauf hingewiesen, dass die Abbildung 6.10 (a) bis (c) eine unterschiedliche Vergrößerung besitzen, damit jeweils der vollständige Blechquerschnitt der einzelnen ECAP-Zustände dargestellt werden kann. Der Anteil der Substrukturen steigert sich mit

Anzahl der ECAP-Schritte, siehe Abbildung 6.10 (d). Das Maximum der Korngrößenverteilung für C4 verschiebt sich in den Bereich zwischen 2,5 und 3 μm .

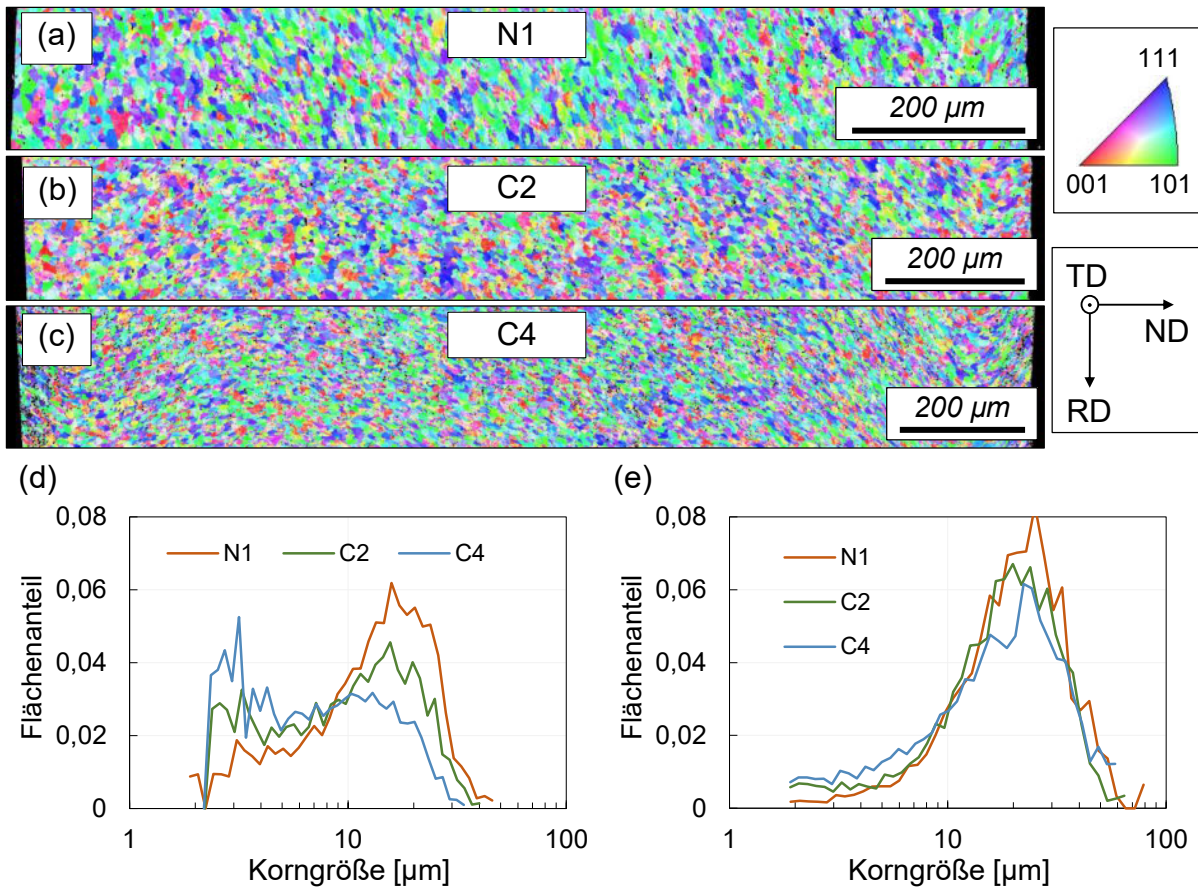


Abbildung 6.10: EBSD-Aufnahmen der Mikrostruktur über den gesamten Blechquerschnitt für (a) N1, (b) C2 und (c) C4; Korngrößenverteilung für (d) TA-5° und (e) TA-15°.

Die Grenzflächendichte zeigt einen deutlichen Unterschied zu Ref, aber für die ECAP-Zustände einen ähnlichen Verlauf, siehe Abbildung 6.11. Die Defektstrukturen mit einem überwiegenden Anteil an KWKGs werden infolge der eingebrachten Deformationen kumulativer ECAP-Umformschritte für die Zustände C2 und C4 schrittweise zu größeren Orientierungsunterschieden ($> 5^\circ$) umgebaut. Der Unterschied zwischen den Zuständen C2 und C4 speziell für kleine Missorientierungen ist zum einen auf ein geringeres Maß an verbleibendem Kaltverfestigungsvermögen für den C4-Zustand und zum anderen auf die Verarbeitung des Werkstoffs für eine hohe Anzahl an kumulativen Umformschritten zurückzuführen. Schließlich lässt sich für die ECAP-Umformung eine starke Beeinflussung der Mikrostruktur über den gesamten Querschnitt dokumentieren, ohne dass es dabei zu einer merklichen Beeinträchtigung der Halbzeugoberflächen kommt. Für eine Verbesserung der Umformung, sowohl bei RT als auch bei erhöhten Temperaturen, ist eine Mikrostruktur mit gleichmäßig verteilten, globularen Körnern

anzustreben. Eine Möglichkeit hierfür bietet die gezielte Rekristallisation des ECAP-umgeformten Gefüges.

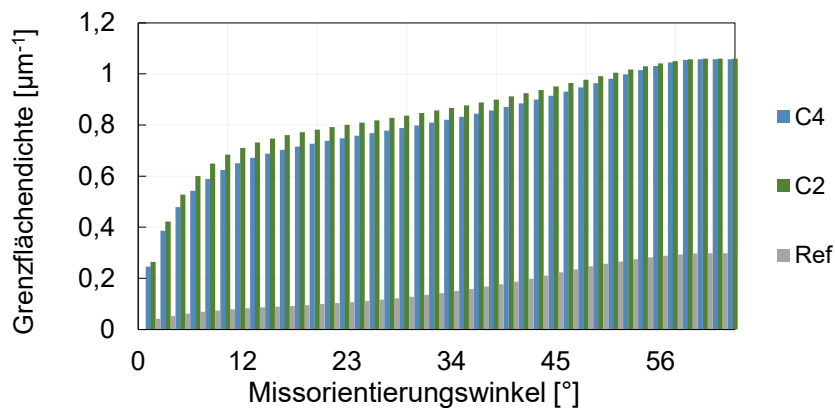


Abbildung 6.11: Analyse der Grenzflächendichte in Abhängigkeit des Missorientierungswinkels für die Zustände Ref, C2 und C4.

6.3.3 Rekristallisation

ECAP bearbeitete Materialien weisen oft eine geringe thermische Stabilität auf, da sie durch eine hohe Versetzungsdichte gekennzeichnet sind und daher zu frühzeitiger Erholung und ausgeprägter Rekristallisation neigen. Um die thermische Stabilität zu analysieren und das Gefüge durch gezielte Rekristallisation zu stabilisieren, wird am C4 Zustand ebenfalls eine DSC-Messung durchgeführt, siehe Abbildung 6.12 (a). Die Rekristallisation bietet neben der thermischen Stabilisierung auch ein weiteres Potenzial für Kornfeinung des Gefüges. Beim Zustand C4 ergibt sich ein Maximum des Rekristallisationspeaks bei 320 °C (vgl. N1 bei 375 °C, C2 bei 350 °C). Der Vorgang ist bei etwa 335 °C abgeschlossen. Der sich an die Rekristallisation anschließende stetige Anstieg des Wärmeflusses ist auf ein kontinuierliches Kornwachstum der Legierung bei höheren Temperaturen zurückzuführen. Mit zunehmender Anzahl an ECAP-Schritten wandert der Rekristallisationspeak in niedrigere Temperaturbereiche. Dieses Verhalten korreliert mit dem Stand der Forschung und lässt bereits in der DSC-Messung auf eine Zunahme an Defekten schließen. Auf Basis der DSC-Messung wird eine Rekristallisationstemperatur von 335 °C gewählt. Die Dauer wird auf 10 min beschränkt, um ein Kornwachstum und somit eine Vergrößerung des Gefüges zu unterbinden. Abbildung 6.12 (b) zeigt die Härtemessungen des C4 Zustands vor (C4) und nach der Rekristallisation (C4_R). Der unbehandelte C4 Werkstoff weist im Mittel eine Mikrohärtigkeit von 116,9 HV auf. Im Vergleich zum unbehandelten C2 Zustand steigt die Härte demnach nicht mehr in so großem Maße wie nach den ersten ECAP-Schritten an. Die Härte scheint für zunehmende plastische Dehnungen zu stagnieren, was für AA5083 bei der Härtemessung verschiedener plastischer Dehnungszustände

beobachtet werden kann (Gruber et al., 2019). Die Rekristallisation bewirkt einen rapiden Abfall der Härte. Durch die Bildung neuer versetzungsfreier Körner wird im Mittel eine Härte von 80,1 HV erzielt. Dennoch ergibt sich eine Erhöhung im Vergleich zur Basishärte von 70,5 HV, was auf eine Zunahme der Korngrenzendichte und somit eine Kornfeinung schließen lässt.

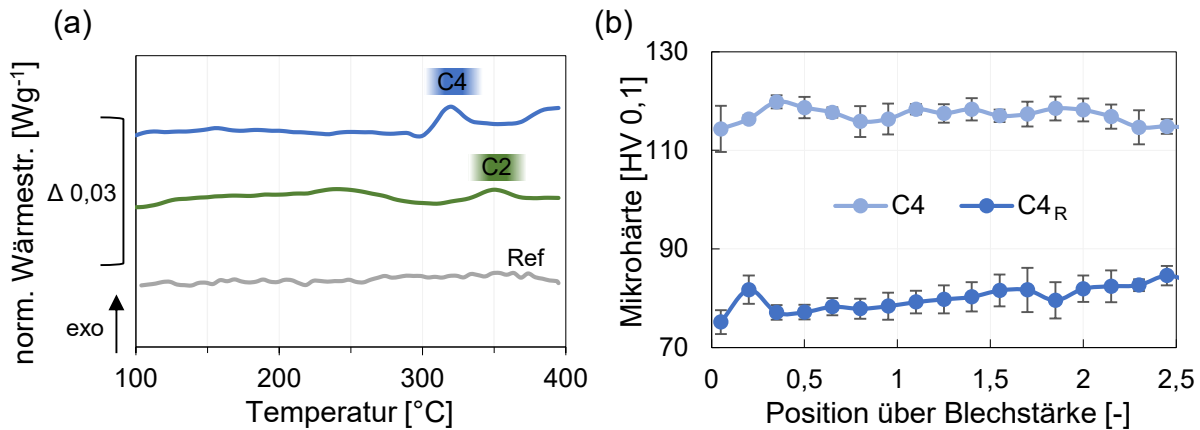


Abbildung 6.12: (a) DSC-Messungen der Zustände Ref, C2 und C4; (b) Mikrohärte über die Blechstärke vor (C4) und nach (C4_R) der Rekristallisation des Gefüges.

Abbildung 6.13 zeigt EBSD Messungen des rekristallisierten C4 Gefüges im Vergleich zum unbehandelten C4 Gefüge. Der hochgradig plastisch umgeformte Zustand weist den bereits beschriebenen ausgeprägten und wellenförmigen Deformationsgradienten für den unbehandelten Zustand auf. Der wärmebehandelte Zustand (Abbildung 6.13 (b)) zeigt dagegen eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur, die durch eine Vielzahl globularer gleichmäßig verteilter Körner charakterisiert ist. Die wellenförmige Deformation kann dementsprechend durch die gezielte Rekristallisation in ein homogenes Gefüge umgebaut werden. Abbildung 6.13 (c) zeigt, dass die Substrukturen stark abgebaut werden können und sich wieder im Bereich um 10 μm verteilen. Abbildung 6.13 (d) zeigt die Kornfeinung. Das Maximum der Verteilung verschiebt sich in Richtung kleinerer Korngrößen und ein großer Anteil der Körner liegt nun im Bereich unter 10 μm .

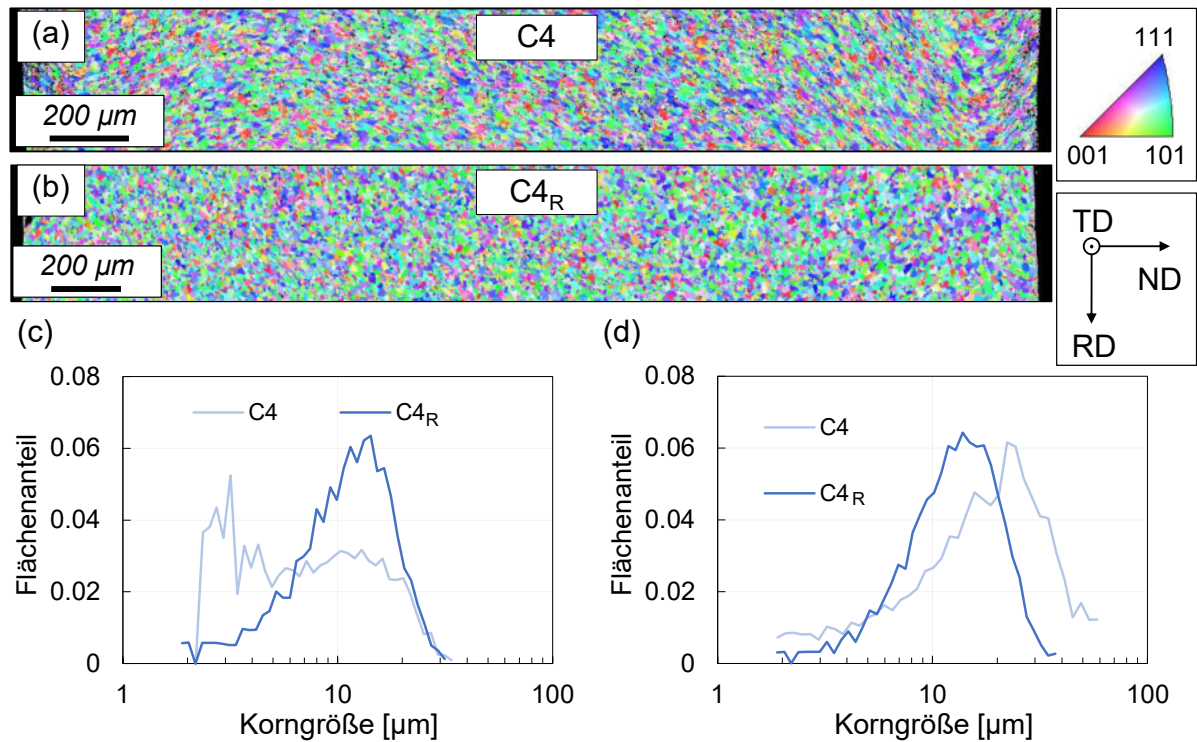


Abbildung 6.13: EBSD-Aufnahmen der Mikrostruktur über den gesamten Blechquerschnitt für Zustand C4 (a) und den rekristallisierten C4_R-Zustand (b); Korngrößenverteilung für TA-5° (c) TA-15° (d).

Die Grenzflächendichte nimmt für den rekristallisierten Zustand stark ab, siehe Abbildung 6.14. Da in dieser Auswertung alle Grenzflächen beachtet werden, ist die starke Abnahme auf den Abbau der Substrukturen zurückzuführen. Die höhere Grenzflächendichte verglichen mit dem Referenzzustand basiert auf der Zunahme an GWKG durch die Kornfeinung.

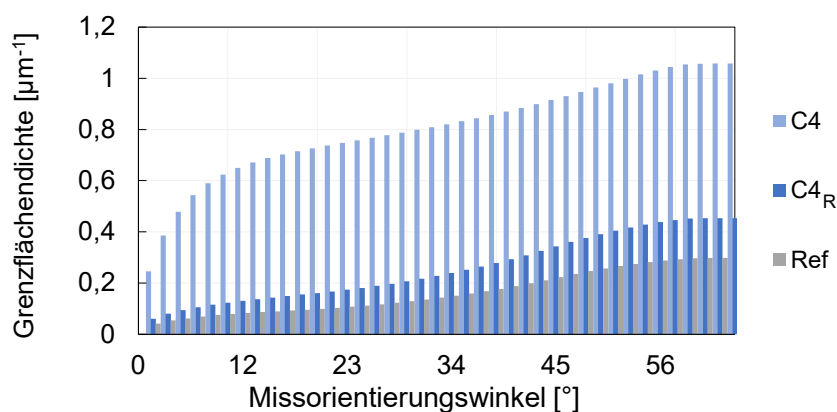


Abbildung 6.14: Analyse der Grenzflächendichte in Abhängigkeit des Missorientierungswinkels für die Zustände Ref, C4 und C4_R.

Abbildung 6.15 fasst die Prozessschritte zusammen. Nach jedem ECAP-Schritt erfolgt eine Homogenisierungsbehandlung bei 250 °C für 1 h. Nach dem Pass C4 erfolgt eine Rekristallisation bei 335 °C für 10 min.

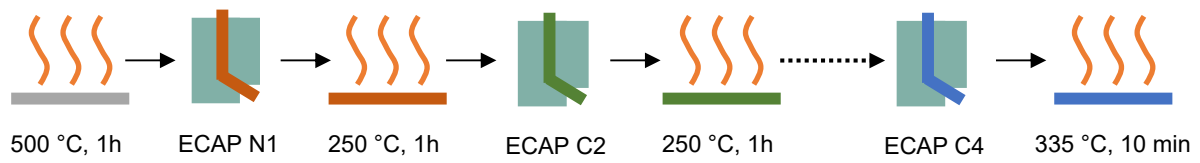


Abbildung 6.15: Prozessschritte der ECAP-Bearbeitungen und Wärmebehandlungen zum Erzielen eines rekristallisierten C4-Zustands.

7 Analyse der Werkstoffeigenschaften der ECAP-Halbzeuge

Sowohl für die Umformung bei Raumtemperatur, als auch bei erhöhten Temperaturen ergeben sich Anwendungsfelder für den ECAP-Werkstoff. Dieses Kapitel wird dementsprechend auf die beiden Temperaturbereiche aufgeteilt. Wesentlich für die industrielle Anwendung ist dabei das makromechanische Verhalten des Werkstoffs. Um die Mechanismen der mechanischen Antwort zu verstehen, wird zudem das mikromechanische Materialverhalten untersucht.

7.1 Untersuchungen des ECAP-Werkstoffs bei Raumtemperatur

Bei den Untersuchungen zur Raumtemperatur wird zu Beginn der Einfluss des Gegendrucks für die Routen N1 und C2 aufgezeigt. Im Anschluss wird die Entwicklung des mechanischen Verhaltens für die Route C4 untersucht und der Einfluss der Wärmebehandlungen aufgezeigt.

7.1.1 Makromechanische Eigenschaften

Abbildung 7.1 zeigt die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven für Raumtemperatur des Referenzmaterials und der ECAP-Pässe N1 und C2, mit und ohne Gegendruck von 10 MPa. Abbildung 7.1 (a) zeigt repräsentative Messungen an einzelnen Proben, Abbildung 7.1 (b) fasst die mittlere Bruchdehnung (A) aus mindestens drei Proben und die zugehörigen Standardabweichungen zusammen. Um die Ergebnisse mit und ohne GD vergleichen zu können, ist auf der x-Achse ein Bereich bis 10 % technischer Dehnung dargestellt. Das Referenzmaterial weist eine ausgeprägte Streckgrenze (R_p) bei 129 MPa und ein deutlich gezacktes Fließverhalten auf, das auf den PLC-Effekt zurückzuführen ist. Die Zugfestigkeit (R_m) beträgt 290 MPa und die Bruchdehnung ca. 21 %. Nach dem ersten ECAP-Durchgang (N1) wird ein deutlicher Anstieg von R_p auf einen Wert von 256 MPa ohne GD beobachtet. R_m steigt ohne GD auf 337 MPa. Darüber hinaus sinkt A auf ca. 4,7 %. Für den ersten ECAP-Durchgang lässt sich ein ähnliches Verhalten für die Anwendung des GDs feststellen. Es ergibt sich für R_p ein Wert von etwa 280 MPa, während R_m auf 346 MPa ansteigt. Die Verringerung von A ist bei GD mit 5,7 % (10 MPa) weniger ausgeprägt als bei dem ohne GD verformten Material. Dies verdeutlicht die homogenere Verteilung und bessere Oberfläche der GD-Proben und spiegelt die Ergebnisse der Simulation und Mikrostrukturuntersuchung wider. Ein größerer Unterschied ergibt sich bei den Ergebnissen für Route C. Ohne GD ergibt C2 eine R_p von 278 MPa. Bei GD steigt R_p auf 335 MPa (+ 157 %). Bei der maximalen Dehnung ohne GD liegt der Mittelwert bei 2,9 %, mit einer Streuung von 1,5 %. Mit GD liegt der Wert bei 3,7 % und damit deutlich höher. Vor allem die Streuung von 0,4 % zeigt die Vorteile des GDs bei der Anwendung auf Blechwerkstoffe.

Sowohl der Anstieg der Streckgrenze als auch die Abnahme der Dehnung können auf die Entwicklung von Substrukturen zurückgeführt werden (Ritchie, 2011). Dies deckt sich mit den Ergebnissen des konventionellen ECAP-Prozesses für AA5083 (Baig et al., 2021; Chang et al., 2001). Insbesondere im Hinblick auf die stark abnehmende Dehnung wird auch deutlich, dass aufgrund des Verhältnisses von Dicke zu Blechbreite Randeffekte (Oberfläche) einen größeren Einfluss auf die Eigenschaften des Materials haben als es beim konventionellen ECAP der Fall ist. Es ist daher umso wichtiger, diese Randeffekte durch geschickte Prozessführung zu reduzieren. Die Ergebnisse zeigen, dass überlagerte Druckspannungen wesentlich dazu beitragen.

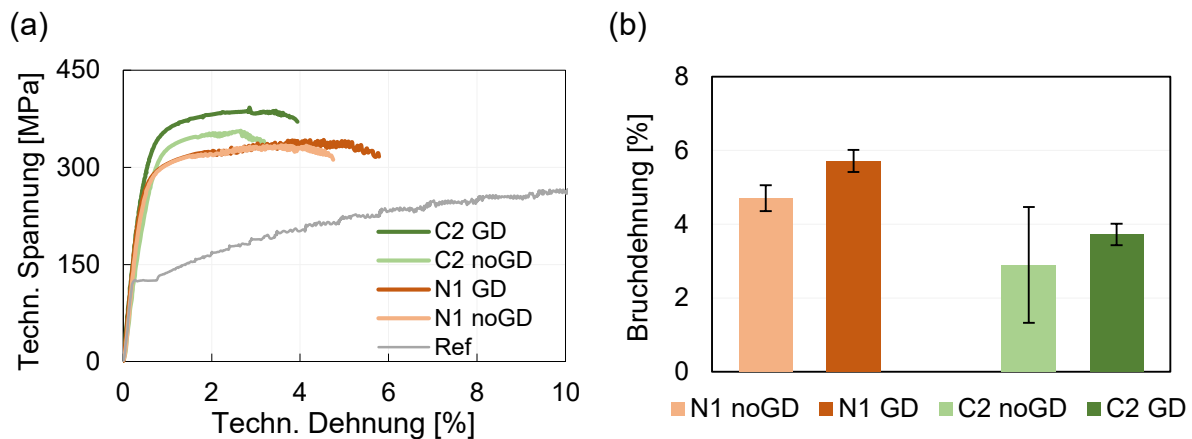


Abbildung 7.1: (a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für das Referenzmaterial (Ref) und die ECAP Zustände N1 und C2 mit und ohne Gegendruck; (b) entsprechende Bruchdehnungen im Vergleich.

Abbildung 7.2 zeigt die mechanischen Kennwerte für den homogenisierten Zustand C2, der bei der Temperatur von 250 °C bei 1 h behandelt wird (C2_H). Die Wärmebehandlung bewirkt eine deutliche Erhöhung der Umformbarkeit. Dieser Effekt ist auf die Erholung des Gefüges zurückzuführen, wie im speziellen auch die Untersuchung der Mikrohärtigkeit zeigt. Neben dem Gegendruck wird die Wärmebehandlung genutzt, um mehrere ECAP-Pässe rissfrei durchzuführen.

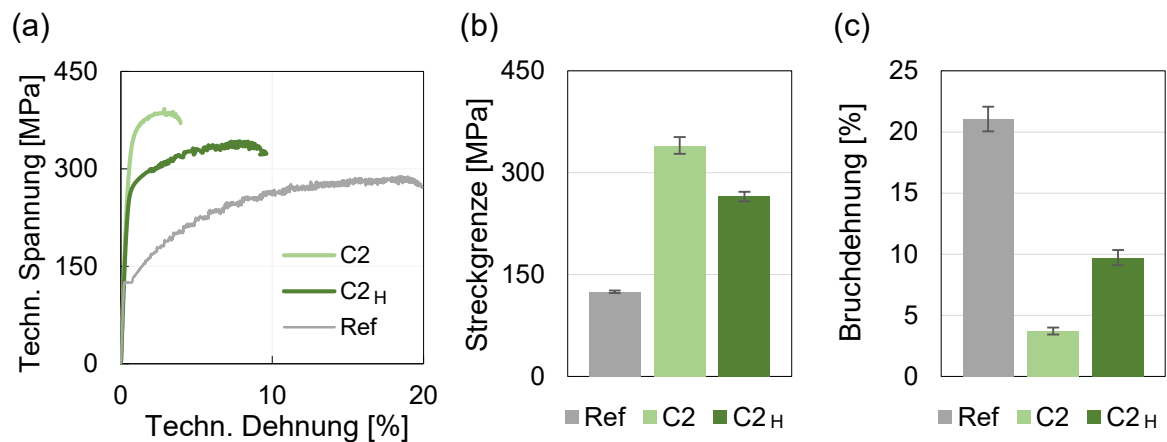


Abbildung 7.2: (a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für das Referenzmaterial (Ref) und die ECAP-Zustände C2 mit (C2_H) und ohne Nachwärmebehandlung von 250 °C bei 1 h; (b) entsprechende Streckgrenzen im Vergleich; (c) entsprechende Bruchdehnungen im Vergleich.

Abbildung 7.3 zeigt das mechanische Verhalten des unbehandelten (C4) und des rekristallisierten C4 Zustands (C4_R). Es zeigt sich bei C4_R eine deutliche Erhöhung der Bruchdehnung verglichen mit C4. Die Streckgrenze kann im Vergleich zu Ref zudem mehr als verdoppelt werden. Die EBSD-Ergebnisse der Mikrostrukturuntersuchungen zeigen, dass die Erhöhung der mechanischen Festigkeit auf der Bildung neuer GWKG beruhen muss, da Substrukturen stark abgebaut wurden. Die Korngrenzen sind wirksame Hindernisse für die Versetzungsbewegungen bei der weiteren Verformung, was zu einer erhöhten Festigkeit von ca. 365 MPa führt (Valiev, Islamgaliev und Alexandrov, 2000). Durch den Umbau von Substrukturen zu GWKG kann zudem eine verbesserte Bruchdehnung von über 10 % erzielt werden. Diese Ergebnisse zeigen das Potential des Blech-ECAP Verfahrens für Leichtbauanwendungen.

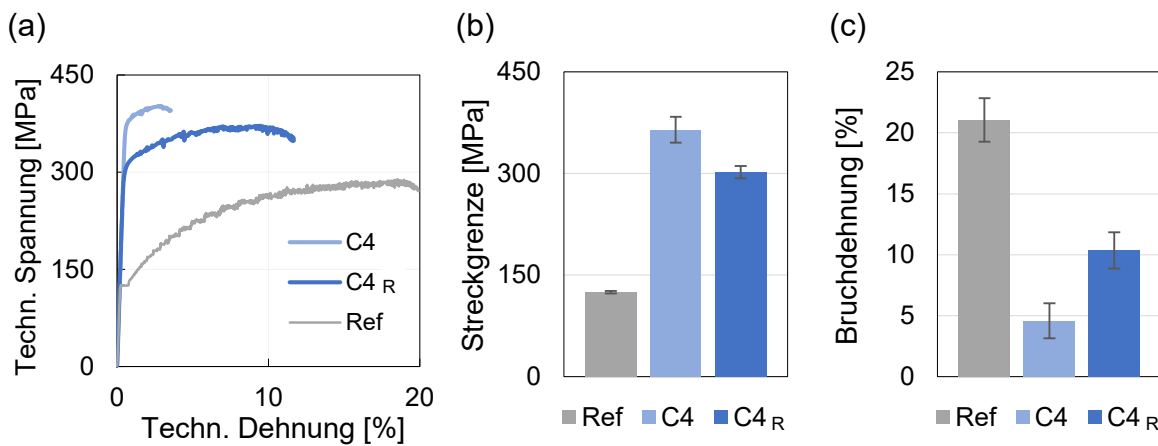


Abbildung 7.3: (a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für das Referenzmaterial (Ref) und die ECAP-Zustände C4 ohne (C4) und mit Rekristallisation bei 335 °C für 10 min (C4_R); (b) entsprechende Streckgrenzen im Vergleich; (c) entsprechende Bruchdehnungen im Vergleich.

7.1.2 Mikromechanische Eigenschaften

Zur Interpretation der Ergebnisse werden In-situ-Synchrotronmessungen durchgeführt. Die Versuche wurden zu einem Projektstand durchgeführt, bei dem es noch nicht möglich war, C4-Zustände zu produzieren. Deshalb werden im Folgenden Ergebnisse auf Basis des C2-Zustands mit 10 MPa GD analysiert.

Abbildung 7.4 zeigt die longitudinal ausgewerteten Gitterdehnungen für das Referenzmaterial (a), den ECAP-Zustand C2 (b) und den wärmebehandelten ECAP-Zustand C2_H (homogenisiert) (c). Für die Materialien werden die Gitterebenen (111), (200), (220), (311) und (222) bis zu einer technischen Dehnung von 10 % betrachtet. Nach dem elastischen Bereich nehmen die Gitterdehnungen des Referenzmaterials moderat und mit einer ähnlichen Steigung zu, was durch die Kaltverfestigung zu begründen ist (Zhong, 2015). Das zackige Verhalten durch den PLC-Effekt spiegelt sich beim Referenzmaterial auch in den Gitterdehnungen wider. Die ECAP-Werkstoffe steigen deutlich gleichmäßiger und auf etwa doppelt so hohe Werte im Vergleich zu Ref. Im plastischen Bereich nehmen die Gitterdehnungen dann nur noch geringfügig zu. Der PLC-Effekt ist auch bei beiden ECAP-Materialien zu beobachten, tritt aber jeweils erst bei einer technischen Dehnung von etwa 3,5 % auf. Die einzelnen Gitterebenen weisen auf ein unterschiedliches mechanisches Verhalten der unterschiedlich orientierten Körner hin. Das ECAP-Material zeigt dabei ein anderes Verhalten als das Referenzmaterial. Die Ebene (220) scheint früher den linearen Bereich zu verlassen als beispielsweise (200). Darüber hinaus ist

die Gitterdehnung der (220)-Ebene deutlich geringer als die der (111)-Ebene, was auf eine Veränderung der Textur im ECAP-Material und somit der Anisotropie im Vergleich zur Referenz schließen lässt. Die Wärmebehandlung beeinträchtigt diese Anisotropie nicht.

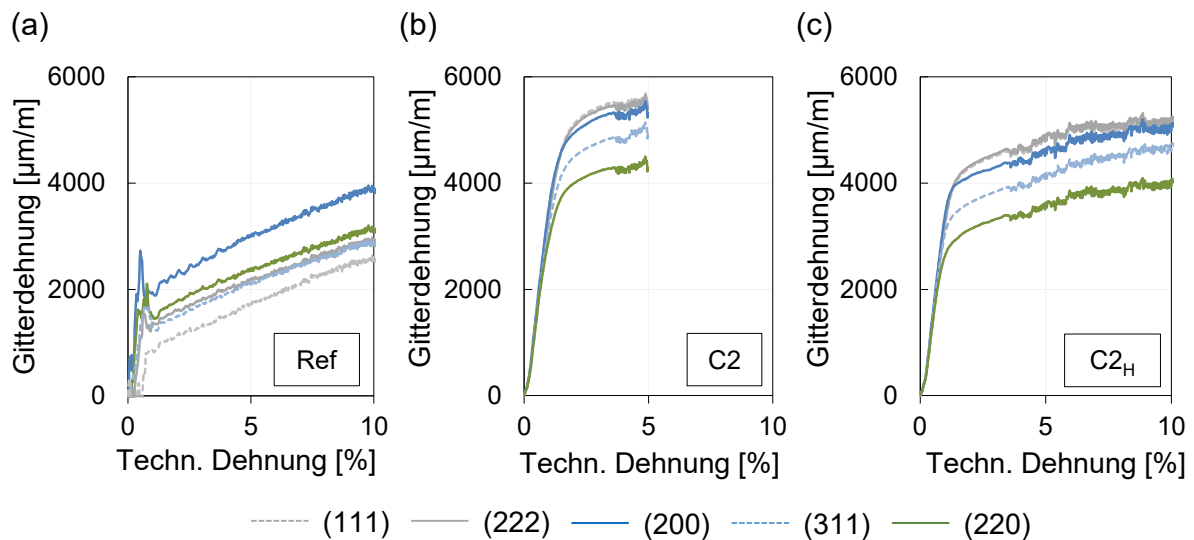


Abbildung 7.4: Gitterdehnungen der Ebenen (200), (220), (222), (311) und (111) des (a) Referenzmaterials, (b) C2 ECAP-Zustands und (c) wärmebehandelten C2_H ECAP-Zustands.

Betrachtet man die Spannungen gegenüber den Gitterdehnungen im elastischen Bereich, so lässt sich daraus die Diffraction Elastic Constant (DEC_{hkl}) bestimmen, also die Elastizität einzelner Gitterebenen, was einen Rückschluss auf die Steifigkeit der Gitterebenen zulässt, siehe Abbildung 7.5 (a) am Beispiel des ECAP-Zustands C2. Für das ECAP-Material fällt auf, dass die Gitterebene (200) beispielsweise eine geringere DEC aufweist als die Gitterebenen (111) und (220). Dieses Verhalten konnten (Clausen et al., 1999) ebenfalls aufzeigen. Zudem verhalten sich die Gitterebenen (111) und (200) lediglich bis zu einem Wert von etwa 150 MPa (Kreis) linear. Abbildung 7.5 (b) veranschaulicht dieses Verhalten nochmals deutlicher anhand der ersten Ableitung der Spannungen gegen die Gitterdehnungen. Der Kreis in Abbildung 7.5 (b) markiert wiederum die technische Spannung von 150 MPa. Die Abweichung vom linearen Bereich verdeutlichen, dass bereits ab einem Wert von 150 MPa eine unterschiedliche Entwicklung der Gitterdehnungen vorliegt, das als intergranulare Eigenspannungen zu deuten ist (Dye, Stone und Reed, 2001). Aufgrund des fließenden Übergangs vom elastischen zum plastischen Bereich ist dieser Effekt in den makroskopischen Messungen und auf Basis der Gitterdehnungen schwer zu analysieren (Vitzthum et al., 2022b). Die Entwicklung der Versetzungsdichte kann bei der Interpretation dieses Verhaltens helfen und wird im nächsten Kapitel gezeigt.

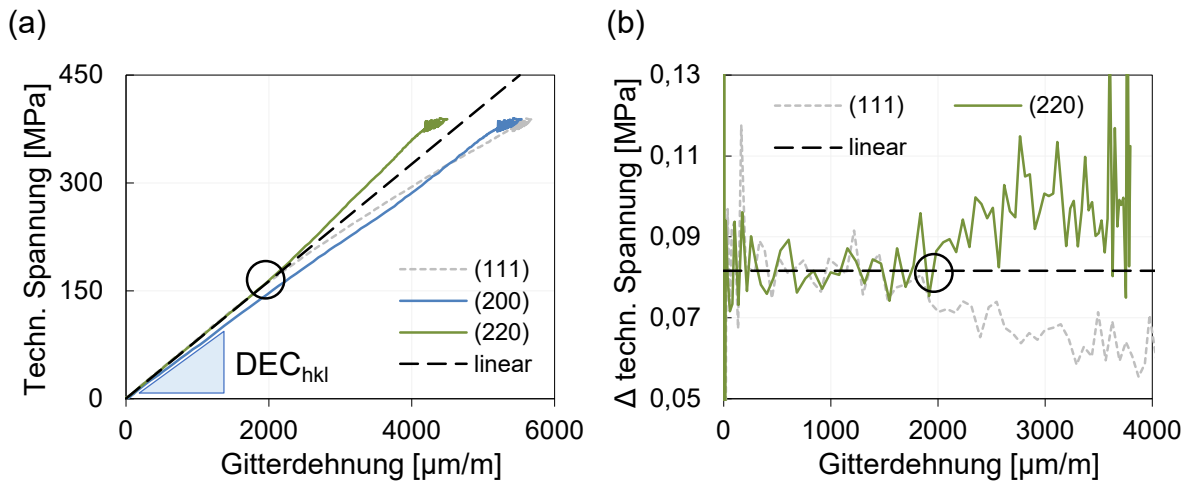


Abbildung 7.5: (a) Technische Spannung über Gitterdehnung bei RT für die Gitterebenen (111) und (220) im Vergleich zum linearen Verhalten; die Gitterebene (200) zeigt eine geringere Steigung; (b) erste Ableitung der technischen Spannung nach der Gitterdehnungen für die Gitterebenen (111) und (220) im Vergleich zum linearen Verhalten.

Es werden die WH-plots der In-situ-Untersuchungen ermittelt, auf Basis deren sich die Versetzungsdichten während des Versuchs ermitteln lassen. Die EBSD-Messungen zeigen, dass die zu untersuchenden Werkstoffe mittlere Korngrößen von $>1 \mu\text{m}$ besitzen. Aus diesem Grund ist eine Bewertung von zusätzlichen Korngrößeneffekten mittels einer Lorentz-Funktion nicht sinnvoll und es wird die Gauss-Funktion verwendet (Pecharsky und Zavalij, 2003). In den Auswertungen hat sich gezeigt, dass die Gauss-Funktion die Form der Beugungsprofile gut approximiert. Abbildung 7.6 zeigt die WH-plots des Ref-Zustands (a), des ECAP-Zustands C2 (b) und des wärmebehandelten C2_H-Zustands (c).

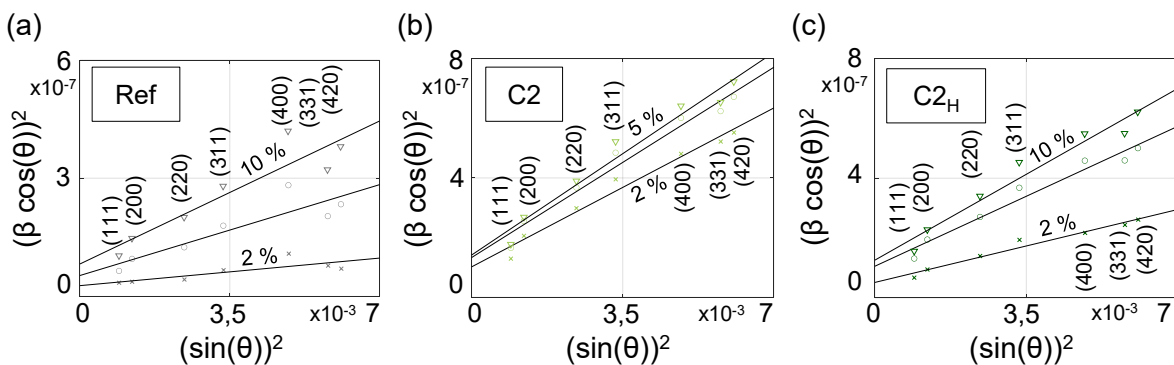


Abbildung 7.6: (a) WH-plot des Referenzzustands für Dehnungen bei RT zwischen 2 und 10 % berechnet aus den Gitterebenen (111), (200), (220), (311), (400), (331) und (422); (b) WH-plot des ECAP-Zustands für Dehnungen bei RT zwischen 2 und 5 %; (c) WH-plot des für 1 h bei 250 °C nachbehandelten C2-Zustands für Dehnungen bei RT zwischen 2 und 10 %.

Für jede Beugungsmessung wird die Mikrodehnung bestimmt und dies ermöglicht eine kontinuierliche Bestimmung der Versetzungsdichte. Da die Steigungen im WH-plot mit der Dehnung zunehmen, erhöht sich auch die Versetzungsdichte bei diesen Versuchen.

Die zugehörigen Verläufe der Versetzungsdichten sind in Abbildung 7.7 dargestellt. Die Peakverbreiterung für dieses Material, die die Grundlage für die Berechnung der Versetzungsdichte bildet, wird überwiegend durch Mikrodehnungen aufgrund der Gitterverzerrungen während der Umformung verursacht. Abbildung 7.7 (a) zeigt das Verhalten der Versetzungsdichte des Referenzzustands während der uniaxialen Umformung bei Raumtemperatur. Aus den Messungen ergibt sich eine entsprechende Versetzungsdichte von ca. $1 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ohne Verformung (Dehnung 0 %). Prinzipiell ändert sich die Versetzungsdichte während der elastischen Verformung nicht (Vitzthum et al., 2022a). Dieses Verhalten zeigt sich in Abbildung 7.7 (b), in der lediglich leichte Messunsicherheiten im elastischen Bereich zu erkennen sind. Ab circa 130 MPa (Viereck) beginnt der Werkstoff die ausgeprägte Streckgrenze auszubilden und beginnt zu Fließen. Die sprunghaften Steigungen und Relaxationen des PLC-Effekts im plastischen Bereich treten auf, wenn die Antriebskraft für die Versetzungsbewegung wie bereits beschrieben einen bestimmten Schwellenwert überschreitet (Kapitel 4.3). Schließlich reißen sich die Versetzungen bei ausreichender Belastung aus der Cottrell-Wolke los und bewegen sich zum nächsten Hindernis, wo sie gestoppt werden und der Prozess sich wiederholen kann (McCormick, 1971; van den Beukel, 1975). Bei jedem Treffen auf das Hindernis bauen sich Versetzungen auf und die Versetzungsdichte steigt sprunghaft an. Dieses Verhalten kann hier sehr deutlich beobachtet werden, da nur ein kleines Messvolumen betrachtet wird, durch das die Scherbänder des PLC-Effekts laufen. Im Allgemeinen steigt die Versetzungsdichte mit dem Einsetzen des plastischen Fließens, siehe Abbildung 7.7 (b). Die Anzahl der Defekte im Material nimmt zu, neue Versetzungen werden gebildet und so erhöht sich die Versetzungsdichte. Die Versetzungen im ECAP-Material weisen im Vergleich zum Referenzmaterial deutliche Unterschiede auf, siehe Abbildung 7.7 (c). Aufgrund der starken plastischen Verformung sind bereits Defekte im Material vorhanden und bei 0 % Zugbelastung liegt eine Versetzungsdichte von ca. $8 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ vor. Der Bereich, der makroskopisch betrachtet als elastisch angenommen wird, ist durch eine starke Abnahme der Versetzungsdichte gekennzeichnet. Dieses auffällige Verhalten ist in Abbildung 7.7 (d) detailliert dargestellt, indem die technische Spannung über die Versetzungsdichte aufgetragen wird. Es fällt auf, dass die Versetzungsdichte ab einem Wert von circa 150 MPa (Kreis) bis zu 330 MPa (Dreieck) stark abnimmt. Die durch die ECAP-Deformation erzeugten Versetzungen bilden gemeinsam Zellwände, die eine bestimmte Ausrichtung besitzen. Durch die Verformung dieses Materialzustands kommt es zunächst zu einer Auflösung dieser Zellwände (ab 150 MPa). Dabei bewegen sich bei niedrigen, nominell elastischen Spannungen die

Versetzungen in Körnern günstiger Orientierung bereits auseinander. Wenn Versetzungen desselben Charakters mit entgegengesetzter Polarität aufeinandertreffen, können sie sich gegenseitig auslöschen (Zhong et al., 2015) und einzelne Versetzungen werden z.B. in Korngrenzen eingebaut. Die Versetzungsdichte sinkt dementsprechend. Bis zum Wert von 150 MPa ist die angelegte Spannung nicht hoch genug, um die Bewegung vorhandener Versetzungen in der verformten Mikrostruktur zu aktivieren. Hier kann von einer rein elastischen, also vollständig reversiblen Deformation gesprochen werden. Dies zeigt der vom linearen Verhalten abweichende Verlauf der Ebenen (111) und (200) bei der Analyse der Gitterdehnungen (Abbildung 7.5). Mit der Aktivierung der Gleitmechanismen und weiterer plastischer Deformation werden neue Versetzungen gebildet und ab 330 MPa (Dreieck) steigt die Versetzungsdichte wieder an. Es werden genügend neue Defekte gebildet und die Auslöschung vorhandener Versetzungen ist gesättigt. Zunächst ist der Anstieg bis zum Einsetzen des PLC-Effekts linear. Analog zum Referenzmaterial steigt die Versetzungsdichte mit dem PLC-Effekt im Anschluss schrittweise an, aber nicht mehr bis zum Ausgangsniveau bei Dehnung 0 %. Dies deutet darauf hin, dass durch die Scherspannungen des ECAP-Prozesses wesentlich mehr Defekte in das Material eingebracht werden als durch die einachsige Dehnung. Abbildung 7.7 (e) zeigt die Versetzungsdichte über der technischen Dehnung für den homogenisierten Zustand C_{2H}. Im elastischen Bereich konnte die Gitterebene (400) für diese Konfiguration nicht ausgewertet werden, da sie aufgrund der geringen Statistik nicht adäquat gefittet werden konnte. Durch die Wärmebehandlung unterhalb der Rekristallisationstemperatur ändert sich die Kornstruktur nicht, es erfolgt allerdings eine Ausheilung und Umlagerung von Versetzungen. Dementsprechend befinden sich wenige Versetzungen im Werkstoff und die Versetzungsdichte liegt bei ca. $1 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ohne uniaxiale Verformung (Dehnung 0 %). Wird der Werkstoff verformt, ändert sich die Versetzungsdichte im rein elastischen Bereich zunächst nicht, siehe Abbildung 7.7 (f). Ab der Spannung von ca. 150 MPa (Fünfeck) steigt nun im Gegensatz zum unbehandelten ECAP-Werkstoff die Versetzungsdichte an. Erste Gitterebenen starten ebenfalls bei circa 150 MPa zu fließen. Durch die vorab erfolgte Ausheilung der Versetzungen findet keine Annihilation gegenpoliger Versetzungen statt und die Versetzungsdichte beginnt mit Einsetzen des plastischen Fließens zu steigen. Dadurch, dass bei der Erholungsbehandlung keine Gefügeänderung des Werkstoffs stattgefunden hat, kann gezeigt werden, dass das Absinken der Versetzungsdichte bei einem vorgeschädigten Werkstoff mit der Annihilation von Versetzungen einhergeht. Die Messung stellt zudem einen Nachweis dafür dar, dass sich die Versetzungsdichte bei rein elastischer Verformung nicht ändert. Erst beim Überschreiten einer bestimmten Spannung werden Versetzungen mobil, ordnen sich neu an oder löschen sich aus.

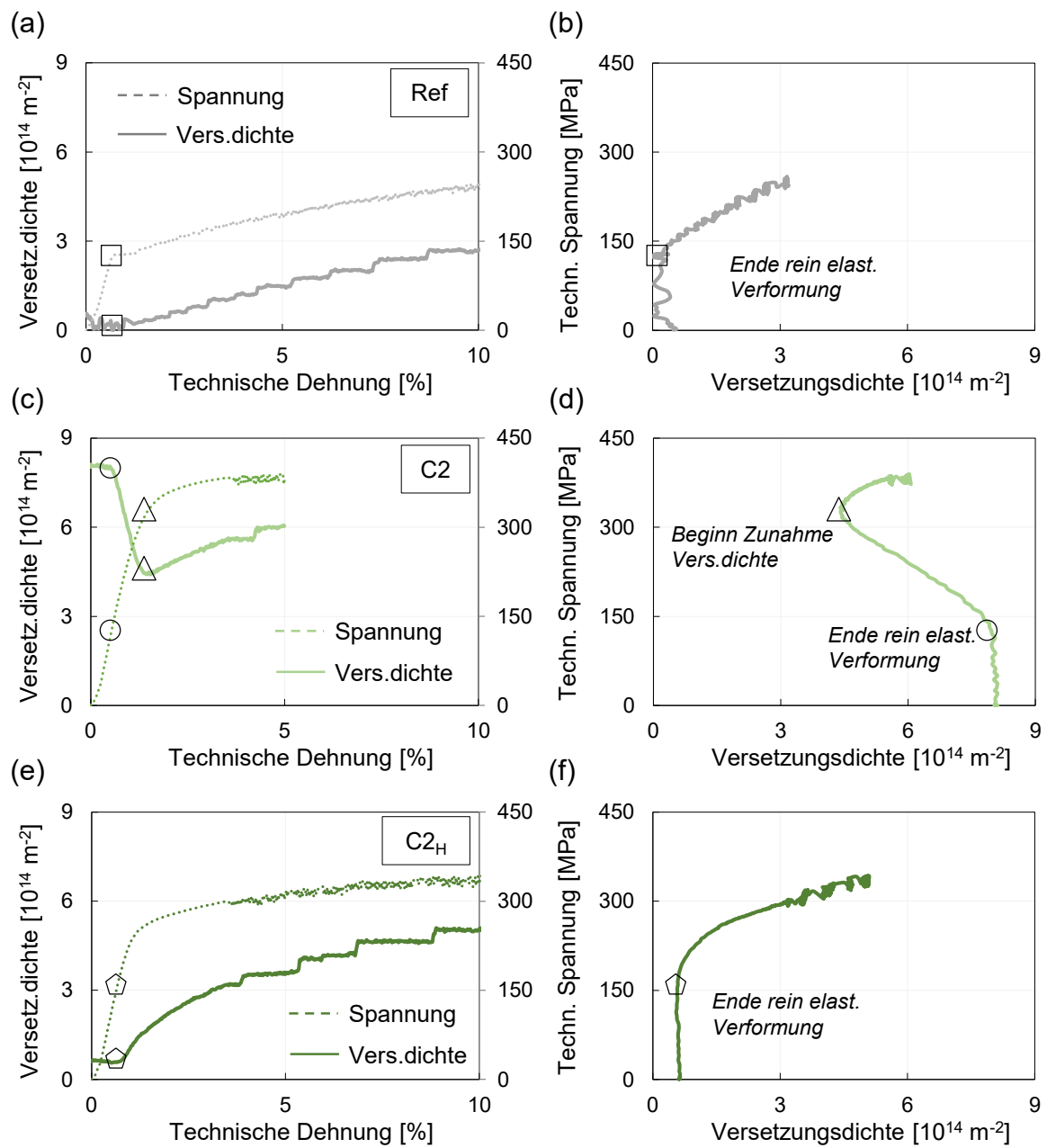


Abbildung 7.7: (a) Verlauf der Versetzungsdichte des Referenzmaterials über der technischen Dehnung bei RT; (b) technische Spannung über Versetzungsdichte für das Referenzmaterial bei RT; (c) Verlauf der Versetzungsdichte des C2-Materials über der technischen Dehnung bei RT; (d) technische Spannung über Versetzungsdichte für das C2-Material bei RT; (e) Verlauf der Versetzungsdichte des wärmebehandelten C2_H-Materials über der technischen Dehnung bei RT; (f) technische Spannung über Versetzungsdichte für das wärmebehandelte C2_H bei RT.

7.2 Untersuchungen des ECAP-Werkstoffs bei erhöhten Temperaturen

7.2.1 Makromechanische Eigenschaften

Abbildung 7.8 (a) zeigt die Ergebnisse der quasi-statischen Zugversuche bei 250 °C für die untersuchten Materialzustände Ref, C4 und C4_R. Abbildung 7.8 (b) zeigt die zugehörigen Bruchdehnungen und führt zusätzlich den Zustand C2 mit auf. Im Gegensatz zum Anstieg der Festigkeit durch Erhöhung der Anzahl der ECAP-Durchgänge bei Raumtemperatur ist in den technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven ein leichter Abfall der Festigkeit zu beobachten. Nach einem kurzen Bereich der Verfestigung, im Anschluss an die elastische Verformung, folgt eine ausgeprägte Entfestigung, die durch einen nahezu linearen Abfall der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve gekennzeichnet ist. Für den Referenzzustand ergibt sich eine Bruchdehnung von 72 %. In (Illgen et al., 2021) wurde für den Werkstoff der gleichen Produktionscharge und gleichem Vorwärmebehandlungszustand in einem Röhrenofen (Beheizungszeit 23 min) eine Dehnung von 65 % über die Traverse gemessen. Die Beheizungszeit spielt für den Referenzzustand aufgrund der thermischen Stabilität keine Rolle. Mit den beiden Konzepten können für den gleichen Werkstoff sehr vergleichbare Werte gemessen werden, was nochmals die Wahl der Anfangsmesslänge von 8 mm, das Regelungskonzept und die Dehnungsmessung bestätigt. Mit zunehmender Anzahl an ECAP-Pässen steigt die Bruchdehnung. Beim unbehandelten C4-Zustand resultiert dies in einer Bruchdehnung von 88 %. Für den rekristallisierten C4_R-Zustand ergibt sich eine weitere Erhöhung der Dehnung (95 %) und somit eine Zunahme der Bruchdehnung verglichen mit Ref um ca. 32 %. Dieses Verhalten ist neben dynamischen Rekristallisationseffekten ein starkes Indiz für einen Wechsel des vorherrschenden Verformungsmechanismus von der herkömmlichen Versetzungsbewegung zu diffusionsgesteuerten Mechanismen. In Abhängigkeit der Prozessparameter und der Mikrostruktur (Korngröße und Defektdichte) gibt es nach (Hsiao und Huang, 2002) drei wirkende Mechanismen: Versetzungskriechen (Ball und Hutchison, 1969), viskoses Gleiten (engl. solute drag creep) (Maier, Nien-dorf und Bürgel, 2019; Weertman, 1957) und Korngrenzgleiten (Sherby und Wadsworth, 1989) sind die vorherrschenden Verformungsmechanismen mit steigender Temperatur. Korngrenzgleiten findet insbesondere in Mikrostrukturen statt, die durch kleine globulare Körner gekennzeichnet sind (Kawasaki und Langdon, 2007). Die erhöhte Dehnung der ECAP-Blechwerkstoffe lässt sich also teilweise auf das homogenere und globulare Gefüge und auf die reduzierte Versetzungsdichte des vollständig rekristallisierten Zustands zurückführen.

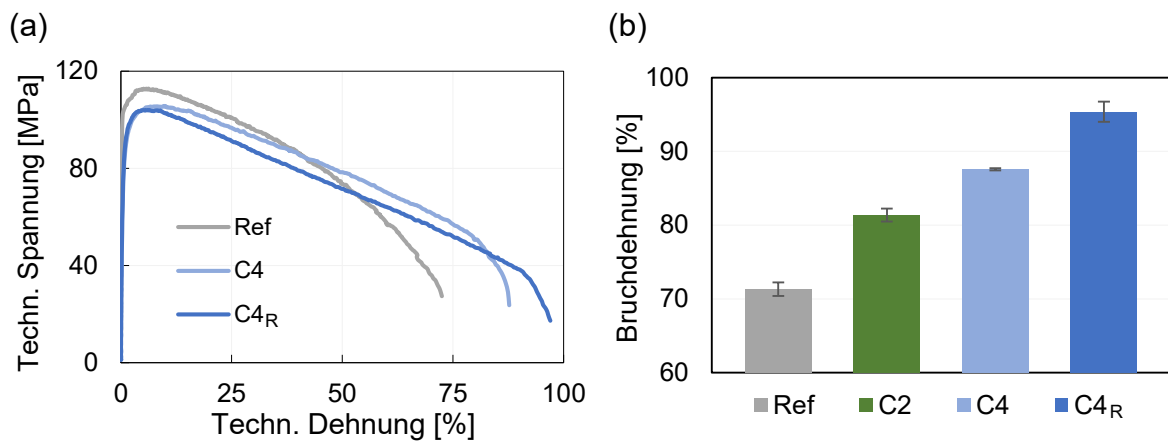


Abbildung 7.8: (a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven bei 250 °C des Referenzmaterials und der ECAP-Zustände C4 und C4_R; (b) mittlere Bruchdehnungen mit Standardabweichungen der Zugversuche bei 250 °C.

7.2.2 Mikromechanische Eigenschaften

Auch bei 250 °C werden zur Analyse des mikromechanischen Verhaltens In-situ-Messungen durchgeführt. Wie bei Raumtemperatur wurden die Versuche zu einem Projektstand durchgeführt, bei dem es noch nicht möglich war, C4-Zustände zu produzieren. Deshalb werden im Folgenden Ergebnisse auf Basis des C2-Zustands mit 10 MPa GD analysiert. Für diesen Zustand liegt eine deutlich erhöhte Defektdichte vor, weshalb das mikromechanische Verformungsverhalten als repräsentativ für alle in dieser Studie ECAP bearbeiteten Zustände gilt, die nicht rekristallisiert sind. Abbildung 7.9 zeigt die Gitterdehnungen der beheizten Zugversuche ausgewertet in longitudinaler Richtung. Abbildung 7.9 (a) zeigt den Referenzzustand (b) das ECAP-Material C2 und (c) das homogenisierte ECAP-Material C2_H. Es werden wieder die Gitterdehnungen (111), (200), (220), (311) und (222) betrachtet, wobei die Ebene (222) niedrigere Gitterdehnungen als die restliche Gitterebenen aufweist. Dies hängt möglicherweise mit der geringen Multiplizität (Anzahl symmetrisch äquivalenter Flächen) der Gitterebene zusammen, die eine geringere Kornstatistik bedingen kann. Nach dem elastischen Bereich nehmen die Gitterdehnungen im Referenzmaterial leicht zu, bleiben aber für beide Materialien konstant. Bei Ref ist eine Abnahme der Gitterdehnungen ab einer Dehnung von etwa 60 % zu beobachten, nur die Ebene (220) scheint tendenziell früher zu entfestigen (50 %). Das Verhalten ist dennoch als isotrop zu charakterisieren, da keine signifikanten Unterschiede zwischen den Ebenen auftreten. Das ECAP-Material C2 hingegen zeigt einen moderateren Abfall ab etwa 45 %. Dies zeigt sich auch im makroskopischen Verhalten durch den lineareren Verlauf während der Entfestigung (Abbildung 7.8). Auch der ECAP-Zustand C2 zeigt ein isotropes Materialverhalten bei der Warmumformung. Die Gitterdehnungen des wärmebehandelten C2_H-Zustands zeigen

eine leichte Abweichung im Dehnungsverlauf. Einzelne Gitterebenen scheinen durch die Wärmebehandlung ein unterschiedliches Verhalten aufzuweisen. Dies soll anhand der Versetzungsdichte detailliert untersucht werden.

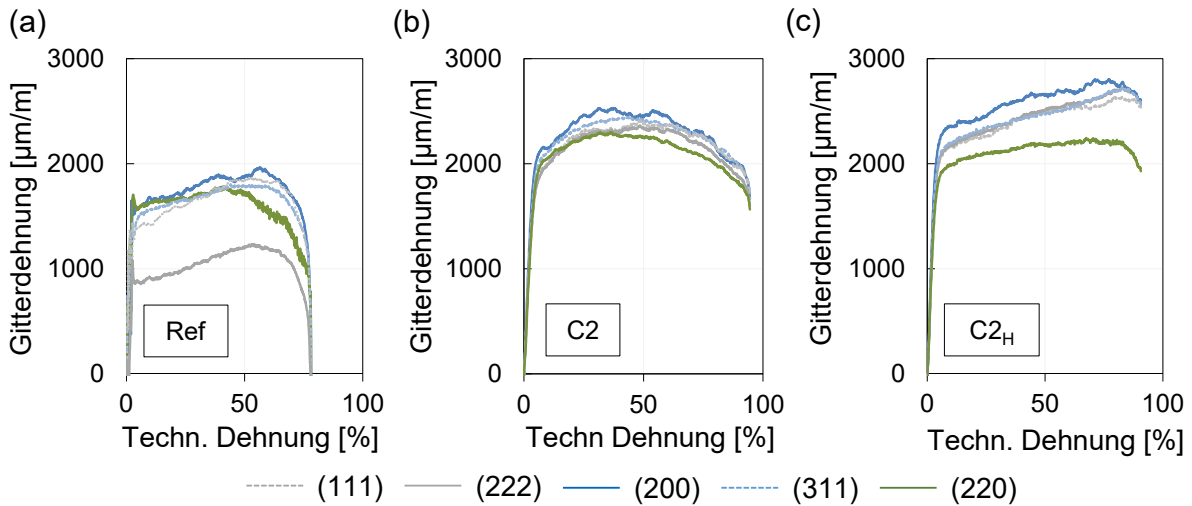


Abbildung 7.9: Gitterdehnungen der Ebenen (200), (220), (222), (311) und (111) des (a) Referenzmaterials, (b) C2-Zustands und (c) wärmebehandelten C2_H-Zustands.

Zur Untersuchung der Versetzungsdichten werden auch bei den erhöhten Temperaturen die WH-plots ermittelt, siehe Abbildung 7.10. (a) zeigt den Referenzzustand, (b) den ECAP-Zustand C2 und (c) den homogenisierten Zustand C2_H. Der WH-plot des C2-Zustands zeigt prinzipiell eine Abnahme der Mikrodehnungen mit zunehmender makroskopischer Dehnung. Der Zustand C2_H zeigt nur geringfügige Änderungen der Mikrodehnungen. Diese Verhaltensweise wird im Folgenden anhand der Versetzungsdichten analysiert.

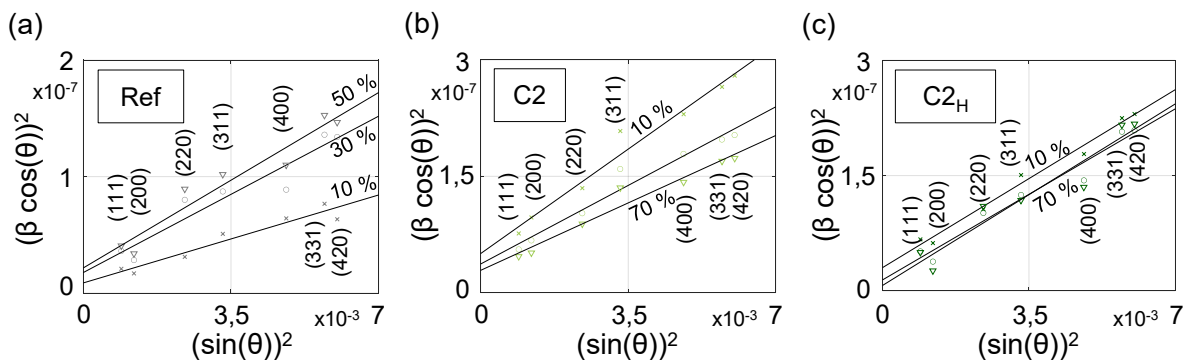


Abbildung 7.10: (a) WH-plot des Referenzzustands für Dehnungen bei 250 °C zwischen 10 und 50 % berechnet aus den Gitterebenen (111), (200), (220), (311), (400), (331) und (420); (b) WH-plot des ECAP-Zustands C2 für Dehnungen bei 250 °C zwischen 10 und 70 %; (c) WH-plot des wärmebehandelten ECAP-Zustands C2_H für Dehnungen bei 250 °C zwischen 10 und 70 % berechnet aus den Gitterebenen.

Die Versetzungsdichten während der Umformung bei erhöhter Temperatur sind in Abbildung 7.11 dargestellt. Für die Referenzkonfiguration wurden die Werte über 50 % Dehnung ohne die Gitterebenen (331) und (420) ausgewertet, da sich die Peaks in dieser Konfiguration bei den hohen Dehnungswerten aufeinander zubewegen und gegenseitig beeinflussen und nicht angemessen ausgewertet werden können. Wie bei RT zeigt das Referenzmaterial eine niedrige Versetzungsdichte im unverformten Ausgangszustand, siehe Abbildung 7.11 (a). Es liegen Werte von etwa $1 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ vor, was zeigt, dass die konduktive Beheizung des geglühten Referenzmaterials keine signifikante Auswirkung auf die Versetzungsdichte und das Gefüge hat und so die thermische Stabilität durch die Vorwärmebehandlung belegt. Analog zur Entwicklung der Gitterdehnungen steigt die Versetzungsdichte bis zu einem Wert von etwa 55 % leicht an. Dann sinkt die Versetzungsdichte im instabilen Bereich der Einschnürung. Wie bei RT weist die Steigung der Versetzungsdichte auf eine Zunahme der Defekte im Material hin. Verformung und Dehnung der Kornstruktur führen zu Versetzungen, die sich zunehmend an den Korngrenzen ansammeln. Nach (Estrin, 1998) und (Gubicza et al., 2004) impliziert der Anstieg der Versetzungsdichte, dass in den frühen Stadien der Verformung keine dynamische Rekristallisation stattfindet. Der leichte Anstieg deutet auch auf ein Gleichgewicht zwischen Erzeugung und Auslöschung von Versetzungen hin (Zhong et al., 2015). Das ECAP-Material C2 hingegen weist bereits vor der Bildung eine gewisse Anzahl von Versetzungen auf. Der anfängliche Wert liegt jedoch bei $2 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ und ist damit deutlich niedriger als bei RT. Die Erwärmung bei der Aufheizung der thermisch instabilen ECAP-Mikrostruktur ermöglicht also einen Abbau von Defekten und Versetzungen durch Diffusionsmechanismen (Zhao et al., 2020). Dies spiegelt sich in der Peakbreite, also der Versetzungsdichte, wider. Analog zum Versuch bei RT zeigt sich auch im elastischen Bereich ein ausgeprägtes Verhalten, das in Abbildung 7.11 (d) dargestellt ist. Zur Analyse des elastischen Verhaltens werden in dieser Abbildung nur die Werte bis zum Maximum der technischen Spannungs-Dehnungskurven berücksichtigt, d. h. bis zum Beginn der Entfestigung bei erhöhter Temperatur. Bei der Warmumformung zeigt sich ein grundlegend anderes Verhalten der Versetzungsdichten als bei der Verformung bei RT. Die erhöhte Temperatur erleichtert das Gleiten der Versetzungen, d.h. die kritische Schubspannung für das Gleiten der Gitterebenen wird reduziert auf ca. 40 MPa (Kreis). Ein großer Teil der Versetzungen kann bereits während der Erwärmung der Probe durch Erholung abgebaut werden, sodass mit dem Einsetzen des plastischen Fließens und der Versetzungsbewegung weniger Erholungsprozesse als beim nicht behandelten ECAP-Zustand ablaufen. Die Versetzungen bauen sich zunächst an Grenzen oder Defekten auf und die Versetzungsdichte nimmt daher leicht zu. Bei Erreichen einer Grenze von circa 100 MPa (Viereck) wird aufgrund der noch vorhandenen Defekte und Substrukturen im ECAP-Material die kritische Dehnung für das Einsetzen dynami-

scher Rekristallisation überschritten (Doherty et al., 1998). Die plötzliche Abnahme der Versetzungsdichte deutet auf die Bildung von versetzungsfreien Keimen und neuen Körnern durch die dynamische Rekristallisation hin, siehe Abbildung 7.11 (d). Abbildung 7.11 (e) zeigt den Verlauf der Versetzungsdichte des homogenisierten Werkstoffs. Die Wärmebehandlung heilt Versetzungen aus und es liegt ein ähnlicher Startwert wie für das Referenzmaterial von etwa $1 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ vor. Zudem bedingt die Wärmebehandlung eine thermische Stabilisierung des stark deformierten Gefüges. Das wird deutlich beim Übergang zum reinen plastischen Fließen bei circa 100 MPa (Fünfeck). Der Werkstoff zeigt nur einen sehr leichten Abfall der Versetzungsdichte und weist anschließend ein annähernd konstantes Verhalten auf. Es ist anzunehmen, dass die dynamische Rekristallisation nahezu unterbunden wird und es wird deutlich, dass die Verformung unter einem dynamischen Gleichgewicht abläuft. Es werden kontinuierlich Versetzungen erzeugt und gleichzeitig heilen Versetzungen über Erholung und dynamische Rekristallisation aus. Durch den Unterschied zum nicht wärmebehandelten ECAP-Zustand deutet dieses Verhalten zusätzlich auf Verformungsmechanismen hin, die nicht nur auf den Bewegungen von Versetzungen basieren, beispielsweise dem Korngrenzengleiten.

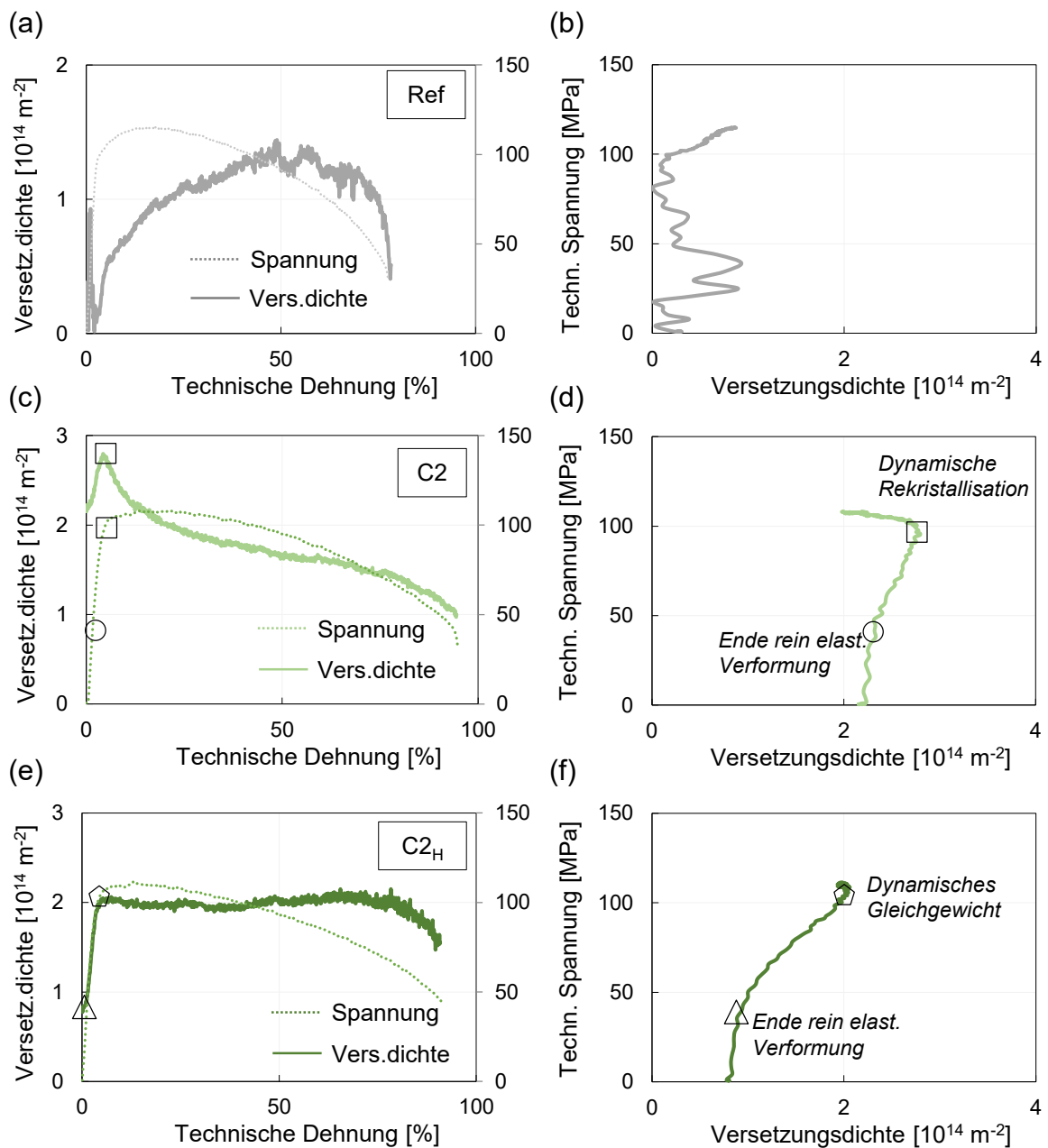


Abbildung 7.11: (a) Verlauf der Versetzungsdichte des Referenzmaterials über der technischen Dehnung bei 250 °C; (b) Technische Spannung über Versetzungsdichte für das Referenzmaterial bei 250 °C; (c) Verlauf der Versetzungsdichte des C2 ECAP-Materials über der technischen Dehnung bei 250 °C; (d) Technische Spannung über Versetzungsdichte für das ECAP-Material bei 250 °C; (e) Verlauf der Versetzungsdichte des wärmebehandelten C2_H ECAP-Materials über der technischen Dehnung bei 250 °C; (f) Technische Spannung über Versetzungsdichte für das wärmebehandelte C2_H ECAP-Material bei 250 °C.

7.2.3 Untersuchung des Bruchverhaltens

Abbildung 7.12 zeigt Mikroskopbilder von gebarkerten Schlifflinien im Bruchbereich der bei 250 °C geprüften Proben. Die Vergrößerungen können den Maßstäben entnommen werden. Abbildung 7.12 (a) zeigt das Referenzmaterial, (b) den ECAP-Zustand C2_H und (c) den rekristallisierten ECAP-Zustand C4_R. Abbildung 7.12 (d) stellt ebenfalls den Zustand C4_R dar, allerdings in einer größeren Vergrößerung. Für alle Proben ist eine erhöhte Anzahl von Kavitäten (helle Bereiche im Gefüge) in der Bruchzone zu erkennen. Bei diffusionskontrollierten Verformungsmechanismen sind Hohlräume als typisches Schädigungsmerkmal im Gefüge zu finden. Die Ausbildung der Kavitäten bei den ECAP-Werkstoffen ist allerdings deutlich runder und erstreckt sich dementsprechend auch senkrecht zur Zugachse. Dies ist ein Hinweis darauf, dass neben der Versetzungsbewegung weitere Deformationsmechanismen das Verformungsverhalten des Materials beeinflussen (Kulas et al., 2006), wie bereits in der Analyse der Versetzungsdichte diskutiert wurde. Neben der Kavitätenbildung ist die Kornform der ECAP-Gefüge runder und weniger langgestreckt als bei Referenzmaterial, also stabiler gegen eine Verformung der Körner. Diese Ausprägung zeigt sich für den Zustand C4_R nochmals deutlicher als für C2_H, siehe Abbildung 7.12 (d). Die starke Deformation der Körner im Referenzmaterial bedingt eine zunehmende Versetzungsbildung, wie in der Analyse der Versetzungsdichte durch einen Anstieg gezeigt werden konnte. Die Stabilität der Kornform und die Kavitätenbildung deuten neben versetzungsbasierter Deformation vor allem bei C4_R-Zustand auf den Mechanismus des Korngrenzengleitens hin (Rust und Todd, 2008). Das wärmebehandelte ECAP-Material zeigt daher eine geringere Tendenz zur Einschnürung, ein stabileres Umformverhalten und erzielt so höhere Dehnungen, wie makroskopisch gezeigt werden konnte.

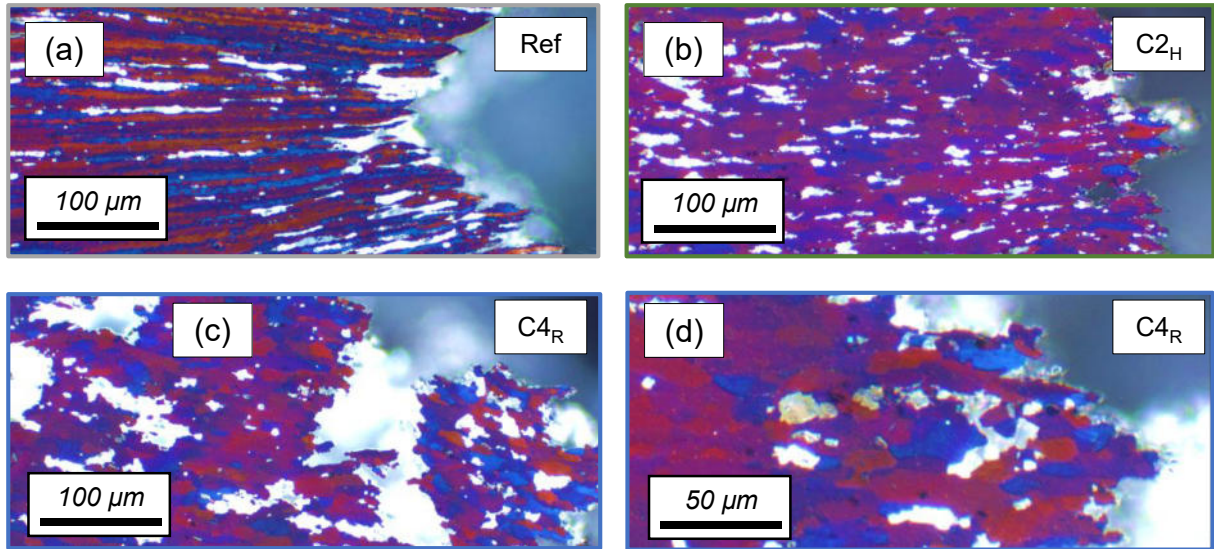


Abbildung 7.12: Mikroskopaufnahmen des gebarkerten Gefüges in der Bruchzone bei einer Umformtemperatur von 250 °C des (a) Referenzmaterials, (b) Zustands C_{2H} und (c) rekristallisierten ECAP-Zustands C_{4R}; (d) rekristallisierten ECAP-Zustand C_{4R} in größerer Vergrößerung.

8 Anwendungsfelder hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften

Die mikrostrukturellen Untersuchungen liefern das grundlegende Verständnis des makroskopischen Verhaltens. Die gewonnenen Erkenntnisse bieten die Möglichkeit, einen Beitrag auch im industriellen Umfeld zu leisten. Daher werden im Folgenden mögliche Anwendungen des ECAP-Materials diskutiert und diese teilen sich wie bereits in den Grundlagenuntersuchungen in Raumtemperatur und den Bereich erhöhter Temperaturen.

Verbesserung der Crasheigenschaften

Für die Umformung bei Raumtemperatur ergibt sich für den rekristallisierten C_{4R}-Zustand im Mittel eine Bruchdehnung von 10,4 % bei einer Festigkeit von 367 MPa. Auf Mikroebene konnte gezeigt werden, dass sich in einzelnen Gitterebenen bereits bei einer Spannung von 150 MPa Veränderungen im Verhalten ergeben. Der Werkstoff als Ganzes zeigt makroskopisch allerdings einen großen Widerstand gegen das Fließen. Diese Eigenschaften ermöglichen die Anwendung des Werkstoffs in neuen Bereichen und qualifizieren ihn für Leichtbauanwendungen im Karosseriebau, beispielsweise im Crashbereich oder der Karosseriestruktur. Für crashrelevante Bauteile werden oft ausscheidungshärtbare Legierungen der 6000er-Serie verwendet (Hartmann et al., 2018). Ein Beispiel ist die Knetlegierung trimal®-52 (AlMgSi) der Firma TRIMET Aluminium SE (Trimet, 2023). Bei einer Festigkeit von ≥ 305 MPa, einer Bruchdehnung von ≥ 10 % und der allgemein guten Energieabsorption von Aluminium bietet der Werkstoff eine gute Eignung für stranggepresste Crashbauteile. Der Zustand C_{4R} weist bei ähnlichen Bruchdehnungen eine ca. 20 % höhere Festigkeit auf. Denkbare Anwendungsfälle sind daher umgeformte Crashboxen oder Strukturen, die im Crash Energie absorbieren müssen, wie zum Beispiel eine Verstärkung des Mitteltunnels im Fahrzeug. Dieses Bauteil wird im Folgenden exemplarisch verwendet, um die potenzielle Gewichtsreduktion durch den Einsatz von ECAP-Blechen aufzuzeigen. Zur Untersuchung der Bauteilherstellbarkeit wird ein skaliertes Modell der Tunnelverstärkung in der Software Autoform R8 nach (Maier et al., 2022) aufgebaut. Um die Umformbarkeit des Bauteils mit dem ECAP-Werkstoff zu bewerten, werden die Materialdaten des C_{4R}-Zustands im Modell hinterlegt. Für die Extrapolation der Fließkurve wird ein kombinierter Ansatz ($\alpha = 0,5$) aus Swift und Hockett-Sherby verwendet. Zudem wird eine Grenzformänderungskurve (FLC) hinterlegt, welche auf Basis der Festigkeit und Bruchdehnung mit dem in der Software hinterlegten Ansatz nach „Arcelor V9 Alu“ berechnet wird, siehe Abbildung 8.1 (a). Die Simulation zeigt, dass das Bauteil aus dem ECAP-Werkstoff mit einer Blechstärke von 2 mm herstellbar ist. Die gelben Bereiche sind zwar als kritisch einzustufen, liegen allerdings unterhalb der FLC und gelten somit noch als umsetzbar. Um die Crasheigen-

schaften zu beurteilen, wird zudem ein 3D-Modell der Tunnelverstärkung in Abaqus 2020 aufgebaut. Zur Simulation eines Frontalcrashes wird eine Seite des Bauteils fest eingespannt (linke Seite) und die gegenüberliegende Seite wird weggesteuert mit einer konstanten Geschwindigkeit von 100 mm/s zum Bauteil hin auf Druck deformiert (blauer Pfeil), siehe Abbildung 8.1 (c). Die Ergebnisse zeigen, dass der C4_R-Zustand bei einer Bauteilstärke von 2 mm über das doppelte an Reaktionskraft verglichen mit dem Referenzmaterial aufnehmen kann, siehe Abbildung 8.1 (d).

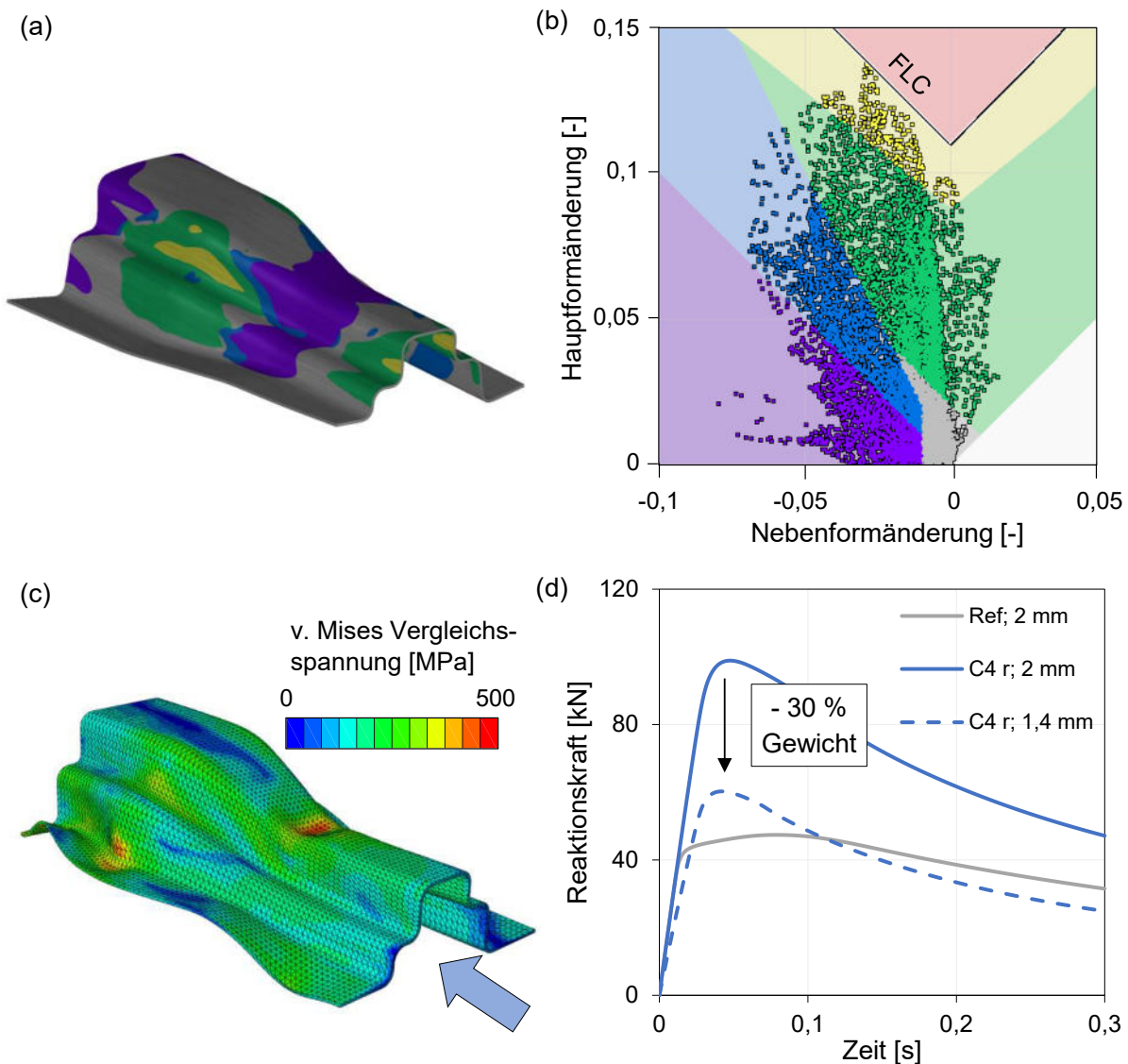


Abbildung 8.1: (a) Umformsimulation der Tunnelverstärkung in Autoform R8 mit dem ECAP-Werkstoff C4_R; (b) Grenzformänderungsdiagramm des umgeformten Bauteils; (c) Crashsimulation der Tunnelverstärkung; (d) Reaktionskräfte der Crashsimulation für das Referenzmaterial (2 mm Blechstärke), den C4_R-Zustand (2 mm) und den C4_R-Zustand mit einer geringeren Blechstärke von 1,4 mm.

Zieht man die Energieabsorption des Bauteils als Vergleichsmaß heran (Fläche unterhalb der Kraftkurve), ermöglicht sich durch den Einsatz des ECAP-Materials eine Reduzierung der Wandstärke auf einen Wert von 1,4 mm und somit eine Gewichtsersparnis von ca. 30 %.

Gerade im Hinblick auf das Recycling bieten sich weitere Vorteile der naturharten Legierung, da sie ohne den Si-Gehalt weniger anfällig für Downcycling im Aluminium Closed-Loop der Automobilindustrie ist. Durch das Unterdrücken der ausgeprägten Streckgrenze, das späte Einsetzen des PLC-Effekts und das damit einhergehende Unterbinden von Fließfiguren wären prinzipiell Anwendungen in der Außenhaut von Kraftfahrzeugen realisierbar. Mit diesem Ansatz ist es denkbar, ausscheidungshärtbare Legierungen auch in diesen Karosseriebereichen zu substituieren, was einen großen Beitrag zum Aluminium Closed-Loop darstellt. Weitere detailliertere Untersuchungen des PLC-Effekts im ECAP-bearbeiteten Aluminiumblech können beim Verständnis dieses Werkstoffphänomens helfen und den Werkstoff hinsichtlich PLC-Unterdrückung verbessern. Die vorgestellten Methoden, vor allem die In-situ-Analyse kann dabei einen Beitrag leisten.

Verbesserung der Warmumformung

Bei der Anwendung in der Warmumformung bietet das feinkörnige Gefüge vor allem im Bereich der superplastischen Umformung Vorteile. Die langen Umformzeiten sind für die Produktion von Kleinserienteilen akzeptabel, aber für die Massenproduktion von kostengünstigen Komponenten nicht nutzbar. Eine Reduzierung der Korngröße fördert den Mechanismus des Korngrenzgleitens und verbessert so die superplastische Umformung (Kawasaki und Langdon, 2007). Die makroskopischen Charakterisierungsergebnisse der ECAP-Bleche weisen bereits bei 250 °C eine deutliche Zunahme der Dehnung auf und die mikromechanische Untersuchung und das Bruchverhalten legen den Mechanismus des Korngrenzgleitens nahe. Um den Nutzen des Blech-ECAP hinsichtlich der superplastischen Eigenschaften zu qualifizieren und die industrielle Relevanz aufzuzeigen, werden zudem höhere Umformgeschwindigkeiten und eine weitere Prozesstemperatur untersucht. So werden repräsentative Warmzugversuche bei Dehnraten von $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (Abkürzung HSR, high strain rate), siehe Abbildung 8.2 (a) und (c), und von $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (Abkürzung LSR, low strain rate), siehe Abbildung 8.2 (b) und (d), durchgeführt. Nach (Mukherjee, 1979) tritt das Korngrenzgleiten der superplastischen Umformung verstärkt oberhalb der Rekristallisationstemperatur auf. Daher wird der Werkstoff auch bei 350 °C charakterisiert, siehe Abbildung 8.2 (c) und (d). Für diese höher temperierten Untersuchungen werden noch höhere Dehnungen erzielt, die ein ausgeprägtes Ablösen der aufgesprayten Probenbeschichtung, das auch mit Interpolationsstrategien nicht auswertbar ist, zur Folge haben. Dementsprechend wird bei diesen Versuchen für die Dehnungsmessung der Standardweg der

Maschinentraverse bezogen auf die Anfangsmesslänge von 8 mm herangezogen. Bei der höheren Dehnrates HSR zeigt sich für Referenz- und ECAP-Zustand eine deutliche Abnahme der Bruchdehnung, siehe Abbildung 8.2 (a). Obwohl sich für das ECAP-Material eine stärkere Reduzierung verglichen mit niedrigeren Dehnrates ergibt, ist die Bruchdehnung noch höher als beim Referenzmaterial. Markant erweist sich hier allerdings die Linearität der entfestigenden Spannungs-Dehnungs-Kurve des ECAP-Materials verglichen mit dem Referenzwerkstoff. Diese deutet auf eine weitaus stabilere Umformung mit einer gleichmäßigeren Ausdünnung und Dehnrates hin. Gerade mit Blick auf die industrielle Anwendung bieten sich daraus Vorteile. Für die Dehnrates LSR bei 250 °C ergibt sich für das Referenzmaterial eine höhere technische Dehnung von 75 % verglichen mit der bisher untersuchten Dehnrates 10^{-3} s^{-1} (70 %). In gleichem Maße kann bei der niedrigen Umformgeschwindigkeit für den ECAP-Zustand C4_R die Dehnung auf knapp 100 % erhöht werden. Für den höheren Temperaturbereich (350 °C) resultiert bei der höheren Dehnrates (HSR) für den C4_R-Zustand eine ca. 28 % höhere Bruchdehnung verglichen mit dem Referenzmaterial, siehe Abbildung (c). Dieses Verhältnis verdeutlicht sich bei niedrigen Dehnrates (LSR) und der ECAP-Werkstoff weist eine Bruchdehnung von knapp 200 % und damit eine deutliche Erhöhung verglichen mit dem Referenzmaterial von über 50 %. Superplastizität wird auch dadurch definiert, eine technische Dehnung von 200 % aufweisen zu können (Sankaran und Mishra, 2017). Diese Grenze kann im vorliegenden Forschungsvorhaben bei den untersuchten Randbedingungen mit dem Blech-ECAP nicht überschritten werden. Dennoch kann eine signifikante Verbesserung zum Referenzmaterial erzielt werden und die Ergebnisse zeigen das Potenzial des Verfahrens, auch im Bereich industrierelevanter Randbedingungen, wie einer erhöhten Dehnrates.

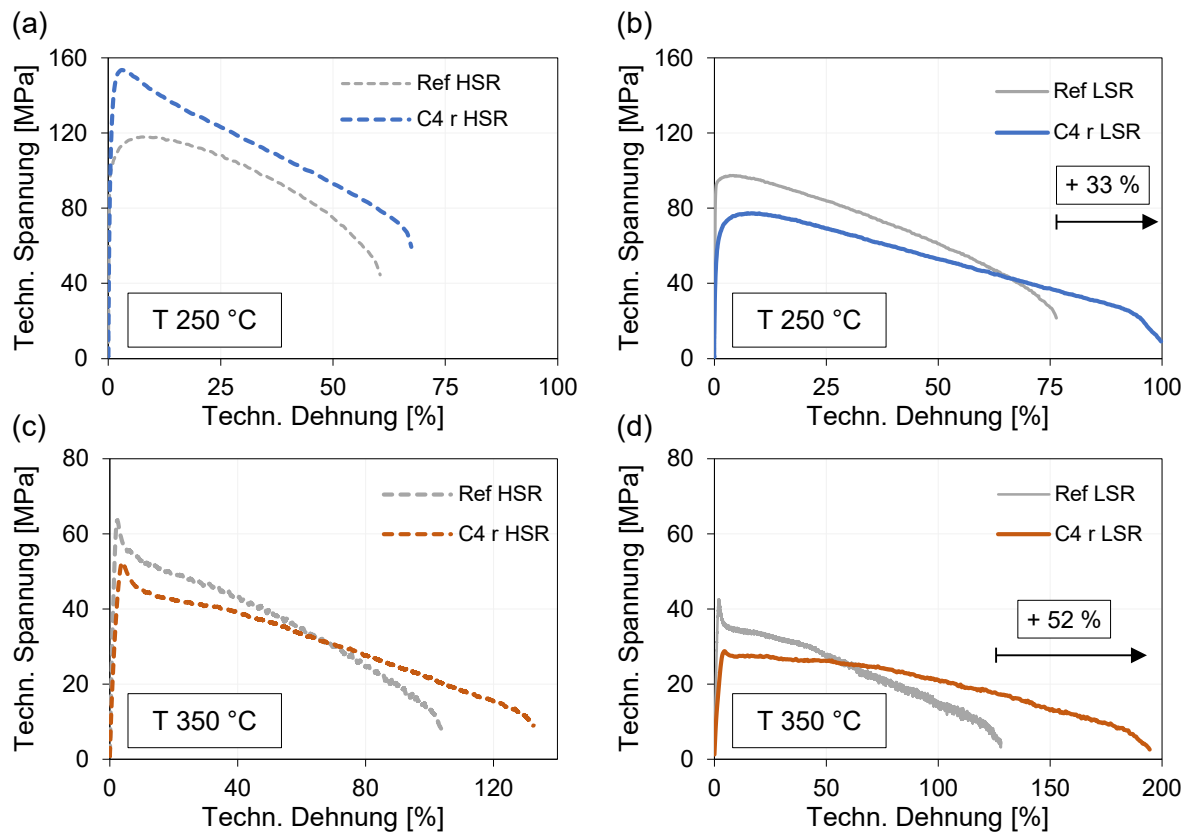


Abbildung 8.2: Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme für das Referenzmaterial (Ref) und den ECAP-Zustand $C4_R$ bei (a) 250 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (HSR), (b) bei 250 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (LSR), (c) 350 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (HSR) und (d) bei 350 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (LSR).

9 Zusammenfassung und Ausblick

9.1 Zusammenfassung der Forschungsergebnisse

Aluminium stößt für manche Anwendungen aufgrund der Festigkeit oder Umformbarkeit an seine Grenzen. Für beide Eigenschaften können SPD-Verfahren durch die Erzeugung eines feinkörnigen Gefüges Abhilfe schaffen. Durch eine größere Korngrenzfläche wird das Hindernis für Versetzungsbewegung erhöht. Der Hall-Petch-Beziehung entsprechend steigt damit die Festigkeit. Bei der Warmumformung helfen kleinere und globularere Körner, Mechanismen wie das Korngrenzgleiten zu verbessern und es resultiert eine höhere Dehnung. Dies erlaubt die Umsetzung komplexer Produktdesigns und ermöglicht intelligenten Funktionsleichtbau. Die Problemstellung bei den SPD-Verfahren bildet dabei die Industrialisierung. Großes Potential zur industriellen Umsetzung hat das ECAP-Verfahren, das bisher für Stangenmaterial genutzt wird. Beim ECAP wird ein Werkstoff durch einen gewinkelten Kanal gepresst und die entstehende Scherspannung bedingt die Kornfeinung. Die vorliegende Arbeit zeigt auf, wie dieses Verfahren für Aluminiumblechwerkstoffe eingesetzt werden kann, um ein industriell verwendbares SPD-Halbzeug herzustellen.

Beim Blech-ECAP von Aluminium ergeben sich zwei Problemstellungen: Inhomogene Gefügeentwicklung über die Blechstärke und Rissbildungen an der Blechoberfläche. Um Lösungen zur Behebung dieser Problemstellungen zu erarbeiten, wird ein Simulationsmodell des mehrstufigen ECAP-Prozesses aufgebaut. Die Modellierung des Fließverhaltens wird auf Basis des Miyauchi-Tests für hohe Dehnungen extrapoliert und es wird eine Validierung des Materialmodells anhand des MUC-Tests durchgeführt (Eder, Gruber und Volk, 2022). Zur Abbildung der Rissbildung wird das Johnson-Cook-Bruchkriterium mit dem Push-Out-Versuch invers bestimmt. Um die Reibung adäquat zu modellieren, wird die Reibzahl invers über die Bestimmung des Taylor-Quinney-Koeffizienten bestimmt. Hierfür wird die Temperaturentwicklung im Experiment gemessen und in der Simulation abgebildet. Die numerischen Ergebnisse zeigen, dass Drucküberlagerungen im Bereich von 10 bis 30 MPa eine rissfreie und mehrstufige ECAP-Bearbeitung von Blechwerkstoffen ermöglichen, die eine homogene Dehnungsverteilung über die Blechstärke aufweisen.

Die numerisch ermittelten Prozessverbesserungen werden experimentell umgesetzt. Dafür wird ein bestehendes Werkzeug versteift und mit einer Gegendruckapparatur ausgestattet. Zusätzlich wird für die mehrstufige ECAP-Bearbeitung eine Wärmebehandlung zur Homogenisierung des Gefüges zwischen den ECAP-Schritten eingeführt. Die Temperatur von 250 °C wird mit DSC-Messungen bestimmt. Nach vier ECAP-Schritten mit der Route C (C4) kann ein ausgeprägter

Gradient der Mikrostruktur über die Blechdicke festgestellt werden. Um eine Mikrostruktur mit globularen Körnern herzustellen wird zusätzlich auf Basis von DSC-Messungen eine Rekristallisationsbehandlung bei 335 °C für 10 min durchgeführt. Der Prozess ermöglicht so eine Kornfeinung von einem Korndurchmesser des Referenzzustands von circa 20 µm auf unter 10 µm im rekristallisierten ECAP-Zustand (C4_R).

Das ECAP-bearbeitete Blechhalbzeug wird anschließend mikro- und makromechanisch bei Raumtemperatur und 250 °C charakterisiert. Es zeigt sich bei Raumtemperatur eine Zunahme der Streckgrenze von 142 % (125 auf 302 MPa), der Festigkeit von 27 % (288 auf 367 MPa), bei einer Abnahme der Dehnung von 50 % (von 21 auf 10,4 %). Diese Eigenschaften qualifizieren den Werkstoff für verschiedene Leichtbauanwendungen im Automobilbereich. Für Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen wird ein widerstandsbeheizter und regelbarer Prüfstand entwickelt, der eine schnelle Probenbeheizung und die Durchführung von In-situ-Messungen ermöglicht. Bei der Warmumformung bei 250 °C kann für die Dehnrates von 10⁻³ s⁻¹ eine Zunahme der Dehnung von 32 % festgestellt werden. Die Untersuchung weiterer Dehnratenbereiche und bei einer Temperatur von 350 °C verdeutlichen das Potenzial des Werkstoffes hinsichtlich superplastischer Umformung. Zusätzlich zu den makroskopischen Ergebnissen werden am Deutschen Elektronensynchrotron (DESY) In-situ-Messungen zur Analyse der mikromechanischen Eigenschaften durchgeführt. Bei Raumtemperatur kann der tatsächliche elastische Bereich, bei dem noch keine Versetzungsbewegung stattfindet, durch die Analyse der Versetzungsdichte bis zu einer technischen Spannung von 150 MPa bestimmt werden. Der Vergleich mit versetzungsfreien Strukturen zeigt die mit der Vorformung einhergehende Versetzungsannihilation auf. Bei erhöhten Temperaturen kann das Einsetzen einer dynamischen Rekristallisation im nichtwärmebehandelten ECAP-Zustand über die Versetzungsdichte detektiert werden. Für einen wärmebehandelten, thermisch stabileren Zustand reduziert sich die dynamische Rekristallisation und eine konstante Versetzungsdichte während der Umformung lässt auf zusätzliche Deformationsmechanismen wie das Korngrenzengleiten schließen. Mikroskopische Untersuchungen geben zudem Aufschluss darüber, dass der Mechanismus des Korngrenzengleitens zur Gesamtumformung beiträgt und daher voraussichtlich die erhöhte makroskopische Dehnung festgestellt werden kann.

Am Beispiel eines Crashbauteils kann zuletzt gezeigt werden, dass mit dem ECAP-Werkstoff eine Gewichtsersparnis von circa 30 % möglich ist. Dies zeigt das Potenzial des Verfahrens hinsichtlich Leichtbauanwendungen.

9.2 Ausblick

Die Gitterdehnungen weisen bei Raumtemperatur im ECAP-Material ein anderes plastisches Verhalten als der Referenzzustand auf, was auf eine Veränderung der Anisotropie schließen lässt. Im Hinblick auf die Umformung komplexer Geometrien spielt die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften eine wichtige Rolle und dies kann in Folgeuntersuchungen mit Texturmessungen und mit Zugversuchen an ECAP-Blechen unter verschiedenen Walzrichtungen geprüft werden.

Zur weiteren Verbesserung der superplastischen Eigenschaften, kann eine Detaillierung des Parameterbereichs, also weitere Temperaturen und Dehnraten, aufschlussreich sein. Komplexere Auswertungsstrategien bei den Synchrotronmessungen und EBSD-Messungen während der Umformung können zur detaillierten Bestimmung der Deformationsmechanismen beitragen und so geeignete Randbedingungen für die superplastische Umformung schaffen.

Die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit verdeutlichen die Potenziale des ECAP-Verfahrens für Blechwerkstoffe. Dennoch wird in der Studie ein diskontinuierliches Verfahren betrachtet. Um einen Beitrag für die Massenproduktion zu leisten, muss das Verfahren kontinuierlich durchgeführt werden können. Eine Automatisierung oder Verfahren wie das Equal-Channel Angular Rolling (ECAR) können hier Abhilfe schaffen und müssen mit den Erkenntnissen dieser Studie angereichert werden. Ein erster Prototyp konnte im Zuge der vorliegenden Studie bereits aufgebaut werden, siehe Abbildung 9.1 (a). Der untere vordere Lagerbock ist ausgeblendet, um beide Antriebswalzen zu zeigen. Numerische Untersuchungen auf Basis des in dieser Arbeit aufgebauten Simulationsmodells zeigen, dass sich wie beim Blech-ECAP die Problemstellungen der Inhomogenität und Rissbildung ergeben. Diesen Herausforderungen kann ebenfalls durch einen geeigneten Gegendruck begegnet werden, siehe Abbildung 9.1 (b). In Folgeuntersuchungen soll dementsprechend experimentell eine Erweiterung des ECAR-Verfahrens mit Gegenwalzen untersucht werden, sodass eine Spannungsüberlagerung im Prozess umgesetzt wird und die kontinuierliche Herstellung rissfreier und homogener Aluminiumhalbzeuge ermöglicht wird. Die Gegenwalzen können zum Aufbringen eines Gegendrucks entweder langsamer als die Antriebswalzen drehen oder lediglich einen Druck in Blechnormalenrichtung aufbringen. Dies ermöglicht die kontinuierliche Herstellung der industriell relevanten Aluminiumblechwerkstoffe.

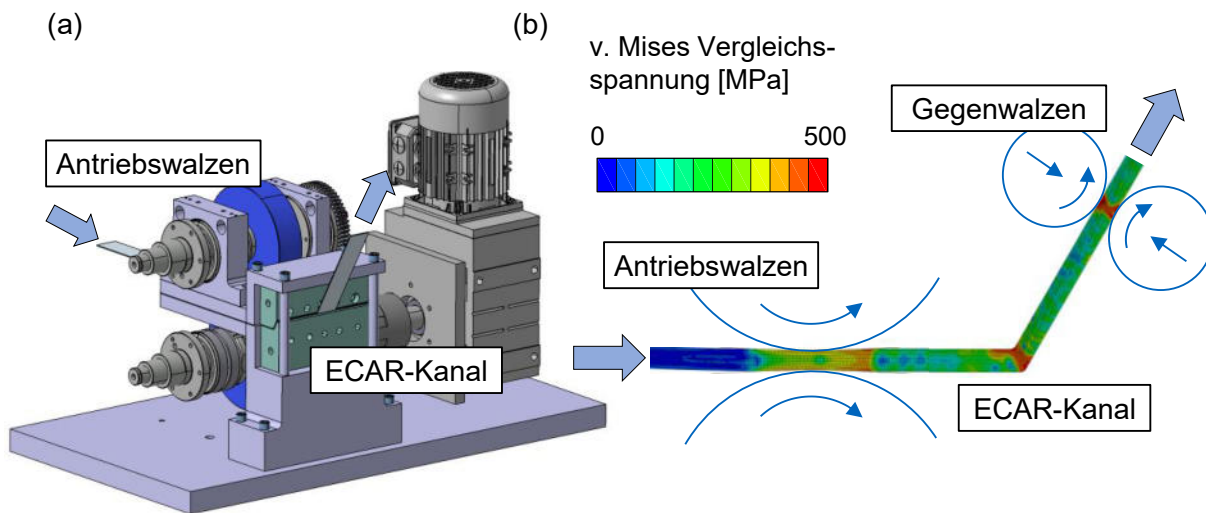


Abbildung 9.1: (a) Equal-Channel Angular Rolling (ECAR) Werkzeug; (b) Numerische Untersuchungen zeigen die Notwendigkeit von Gegenwalzen für die Herstellung einer rissfreien Oberfläche.

A. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1: (a) Gitterstruktur des kubisch-flächenzentrierten Kristallaufbaus mit der Gitterebene (111); (b) die Gleitebene entspricht der Ebene dichtester Atompackung.	5
Abbildung 2.2: Gitterfehler realer Kristallgitter; (a) nulldimensionale Punktfehler; (b) eindimensionale Linienfehler und dreidimensionale Gitterfehler; (c) zweidimensionale Gitterfehler.	7
Abbildung 2.3: (a) Schubspannungen bedingen plastische Deformation auf Basis des Versetzungsgleitens; (b) Klettern einer Versetzung über ein Hindernis durch die Diffusion von Leerstellen nach (Rösler, Harders und Bäker, 2012); (c) Versetzungsannihilation bei der Dipolbildung nach (Gottstein, 2014); (d) Schubspannungen bedingen eine Zwillingsbildung.	9
Abbildung 2.4: Möglichkeiten der Erholung nach (Bargel und Schulze, 2012); (a) Ausheilung und (b) Umlagerung.	11
Abbildung 2.5: Ablauf der Rekristallisation nach (Maier, Niendorf und Bürgel, 2019); (a) weichgeglühtes Gefüge; (b) deformiertes Gefüge; (c) Keimbildung; (d) Wachstum neuer versetzungsfreier Körner.	12
Abbildung 2.6: Prinzip des konventionellen ECAP: Ein Werkstoff mit rundem oder quadratischem Querschnitt befindet sich im Kanaleingang und wird mit einem Stempel durch die Scherzone in Richtung Kanalausgang gepresst.	17
Abbildung 2.7: Prozessrouten des ECAP; (a) Route A erfolgt ohne Rotation des Halbzeugs; (b) Route B _A mit alternierender 90°-Rotation um ED-Achse; (c) Route B _C mit schrittweiser 90°-Rotation um die ED-Achse; (d) Route C mit schrittweiser 180°-Rotation um die ED-Achse.	18
Abbildung 2.8: Mechanismus der Kornfeinung bei SPD-Verfahren nach (Valiev et al., 1996); (a) undeformiertes und versetzungsfreies Korn; (b) deformiertes Korn mit Ausbildung von Versetzungsanordnungen; (c) Bildung neuer Korngrenzen auf Basis energetisch günstiger Umwandlung von Substrukturen.	19
Abbildung 2.9: (a) ECAP-Werkzeug zur Bearbeitung von Blechwerkstoffen ab einer Blechstärke von 1,8 mm; (b) geometrische Parameter des ECAP-Werkzeugs für Blechwerkstoffe nach (Suh et al., 2015).	22
Abbildung 2.10: Zusammenfassung der Herausforderungen beim ECAP für Aluminiumlegierungen und Blechwerkstoffe.	23
Abbildung 2.11: (a) Mikrostruktur des ECAP bearbeiteten Werkstoffs AA5083 mit der Kanalkonfiguration $\Phi = 110^\circ$, $r = 2 \text{ mm}$, $R = 4 \text{ mm}$ zeigt lokale Missorientierungen in der	

Kornstruktur (Gruber et al., 2019); (b) ECAP bearbeitetes Aluminiumblech mit Oberflächenrisen erstellt mit der Konfiguration ($\Phi = 100^\circ$, $r = 0,3$ mm, $R = 2,3$ mm).	24
Abbildung 3.1: Aufbau und Vorgehen der Forschungsarbeit.	26
Abbildung 4.1: Spektraler Transmissionsgrad von Luft nach (Bernhard, 2014) und (Infratec, 2023).	27
Abbildung 4.2: (a) Prinzip der DSC-Messung; (b) schematischer Verlauf eines Thermogramms mit Erholung, Rekristallisation und Schmelzvorgang nach (DIN EN ISO 11357-1, 2022).	30
Abbildung 4.3: (a) Aufbau des beheizten Zugversuchs; über Kupferkabel wird Strom in die Probe geleitet, die Temperatur wird mittels Pyrometer gemessen und geregelt, die Dehnungen werden mittels DIC detektiert; (b) Schematische Aufbau der Prozessregelung; (c) Aufbau der isolierten Klemmbacken zur Krafteinleitung in die Zugprobe.	34
Abbildung 4.4: (a) Temperaturverläufe der Pyrometer- und Thermoelementmessung zur Kalibrierung des Pyrometers; (b) Ausschnitt der Temperaturmessung im Kalibrierbereich bei 250 °C; die Messkurven zeigen für den Emissionskoeffizienten 0,96 eine gute Übereinstimmung.	36
Abbildung 4.5: (a) Temperaturverteilung der beheizten Zugprobe kurz nach Beginn des plastischen Fließens und (b) das zugehörige Temperaturprofil entlang der y-Achse; (c) Temperaturverteilung der beheizten Zugprobe bei hoher plastischer Dehnung und (d) das zugehörige Temperaturprofil entlang der y-Achse.	37
Abbildung 4.6: (a) Das Temperatur-Zeit-Diagramm zeigt den stufenweisen Aufheizvorgang bei der Durchführung der beheizten Zugversuche; (b) Temperatur- und Stromverlauf über die Zeit.	40
Abbildung 4.7: Messaufbau für die In-situ-Synchrotronmessungen mit geregelter Beheizung der Zugprobe.	41
Abbildung 4.8: Aufbau des hydraulischen Tiefungsversuchs nach (DIN EN ISO 16808, 2014).	42
Abbildung 4.9: (a) Aufbau des Miyauchi-Tests; (b) schematische Darstellung der Probengeometrie und Messpunkte zur Temperaturmessung; (c) schematische Seitenansicht der Probengeometrie und vergrößerte Ansicht der Nut.	43
Abbildung 4.10: (a) Werkzeug des MUC-Tests; (b) verwendete Probengeometrien und auswertbarer Bereich der MUC-Test Proben; (c) schematische Darstellung des Bewertungsbereichs.	45
Abbildung 4.11: (a) CAD-Modell des Push-out Werkzeugs; (b) schematische Darstellung des Push-out Werkzeugs mit den geometrischen Parametern der Aktivelemente.	46

Abbildung 4.12: Schematische Skizze der Gitterebenen und einfallender Strahlung zur Parameterbestimmung der Bragg-Gleichung.	47
Abbildung 4.13: Aufbau und Vorgehen der Transmissionsversuche zur Detektion der Debye-Scherrer-Ringe.	48
Abbildung 4.14: (a) Debye-Scherrer-Ringe in einem longitudinalen Sektor von $\pm 10^\circ$; (b) Beugungsprofil des in der Arbeit verwendeten Werkstoffs AA5083.	49
Abbildung 4.15: Williamson-Hall-Plot der AA5083 Legierung für die uniaxiale Dehnung bei 2 und 6 %.	51
Abbildung 4.16: (a) Phasendiagramm der AlMg-Legierungen; (b) schematische Darstellung des PLC-Effekts.	53
Abbildung 4.17: Mikrostrukturen repräsentativer Ausschnitte in der Mitte des jeweiligen Blechquerschnitts des (a) Ausgangszustands (AZ) und (b) für 1 h an Vorwärmebehandlung bei einer Temperatur von 500 °C; (c) Entwicklung der Korngröße mit der Wärmebehandlung; (d) Entwicklung der Mikrohärtigkeit über der Wärmebehandlungsdauer.	55
Abbildung 5.1: (a) Fließkurve mit den arbeitsäquivalenten Miyauchi- und Bulgeergebnissen; (b) Extrapolationen nach Voce und einer Kombination aus Gosh und Hockett-Sherby; (c) Fließorte Hill48 und Yld2000.	59
Abbildung 5.2: (a) Numerische Untersuchung des Push-out-Tests; (b) experimentelle Untersuchung des Push-out-Tests.	63
Abbildung 5.3: Geometrische Parametersets der numerischen Untersuchungen.	64
Abbildung 5.4: 3D-Simulation des ECAP-Prozesses zur Validierung des ebenen Dehnungszustands.	65
Abbildung 5.5: (a) Ausgewertete Integrationspunkte entlang des Blechs zur Bestimmung der in (b) dargestellten mittleren plastischen Vergleichsdehnung über die Blechstärke.	66
Abbildung 5.6: (a) Sensitivitätsanalyse der plastischen Vergleichsdehnung über der Blechstärke für ausgewählte Elementgrößen; (b) Rechenzeiten für die ausgewählten Elementgrößen.	66
Abbildung 5.7: (a) Plastische Vergleichsdehnung über der Blechstärke für ausgewählte Massenskalierungen; (b) Rechenzeiten für die ausgewählten Massenskalierungen.	67
Abbildung 5.8: (a) Scherspannung und gemessene Temperatur während des Miyauchi-Versuchs; (b) Taylor-Quinney-Koeffizienten in Abhängigkeit der wahren Dehnung für die Dehnraten SR1 und SR4.	70
Abbildung 5.9: (a) Thermoelement Typ K mit Durchmesser 0,5 mm befindet sich während des ECAP-Prozesses in einer Bohrung im Blech; (b) im Blech gemessene Temperatur.	70

- Abbildung 5.10: (a) Numerisch bestimmter Temperaturverlauf während des ECAP Prozesses für die Taylor-Quinney-Koeffizienten $T = 0,47$ und $T = 0,9$; (b) numerisch bestimmte Temperaturmaxima für verschiedene Reibzahlen. 72
- Abbildung 5.11: (a) Numerische Ergebnisse der Konfiguration A; (b) experimentelle Ergebnisse der Konfiguration A; (c) numerische Ergebnisse der Konfiguration B; (d) experimentelle Ergebnisse der Konfiguration B. 73
- Abbildung 5.12: (a) Numerisch ermittelte plastische Vergleichsdehnung über der Blechstärke der Konfigurationen A und B; von-Mises-Vergleichsspannungen in der Scherzone (b) der Konfiguration A und (c) der Konfiguration B. 74
- Abbildung 5.13: Simulationsergebnisse der Konfiguration A für 0 (a), 10 (c), 30 (e) und 50 MPa (g) Gegendruck; Simulationsergebnisse der Konfiguration B für 0 (b), 10 (d), 30 (f) und 50 MPa (h) Gegendruck. 75
- Abbildung 5.14: (a) Plastische Vergleichsdehnung über die Blechstärke für Konfiguration A ohne GD und für die GD 10, 30 und 50 MPa; (b) Plastische Vergleichsdehnung über die Blechstärke für Konfiguration B ohne GD und für die GD 10, 30 und 50 MPa. 76
- Abbildung 5.15: Simulation der Konfiguration B (a) ohne und (b) mit einem GD von 30 MPa. 76
- Abbildung 5.16: Mapping der Spannungen (a) und Dehnungen (c) aus Schritt N1 auf die Startwerte (b) und (d) der Simulation C2. 78
- Abbildung 5.17: Plastische Vergleichsdehnungen der Simulation der Route C2 ohne (a), mit 10 MPa (b) und 30 MPa (c) GD; (d) zugehörige plastische Vergleichsdehnung über die Blechstärke. 79
- Abbildung 5.18: Plastische Vergleichsdehnungen der Simulation der Route C3 mit 10 MPa (a) und mit 30 MPa GD (b). 79
- Abbildung 6.1: Versteifung des bestehenden ECAP-Werkzeugs für Blechwerkstoffe. 81
- Abbildung 6.2: (a) Erweiterung des ECAP-Werkzeugs für Blechwerkstoffe um eine Gegendruckeinheit in einer Gegenhalterplatte, die von unten an das Werkzeug montiert wird; (b) Unterteil der Gegendruckeinheit mit Gasdruckfedern, Adaptern zur Anpassung der Kanalhöhe und dem Druckstück zum Aufbringen der Gegenkraft; (c) Kanalteile des Gegenhalters. 83
- Abbildung 6.3: Übersicht der durchgeführten Versuche zur Untersuchung des Gegendrucks. Orange markierte Gegendruckvariationen ergeben Fehlstellen im ECAP bearbeiteten Halbzeug. 84
- Abbildung 6.4: (a) Leichte Rissbildung an der Oberfläche der N1-Probe mit 50 MPa GD; (b) leichte Rissbildungen und Abdrücke an der Oberfläche der C2-Probe ohne GD; (c) starke

Abdrücke an der Blechunterseite der C2-Probe mit 30 MPa GD; (d) Rissbildung bei der Route C3 mit GD von 10 MPa.	84
Abbildung 6.5: (a) Verläufe der Mikrohärtigkeit über die Blechdicke für die angewendeten GDs für Route N; (b) mittlere Mikrohärtigkeit der geprüften Zustände.	85
Abbildung 6.6:(a) Verläufe der Mikrohärtigkeit über die Blechdicke für die angewendeten GDs für Route C; (b) mittlere Mikrohärtigkeit der geprüften Zustände.	86
Abbildung 6.7: Inverse Polfiguren des Blechquerschnitts (TD-Ebene) für (a) das Referenzmaterial, (b) Route C ohne GD (C2 noGD) und (c) mit einem Gegendruck von 10 MPa (C2 10M); entsprechende Korngrößenverteilungen für einen Korntoleranzwinkel von (d) 5° (TA 5°) und (e) 15° (TA-15°).	87
Abbildung 6.8: Analyse der Grenzflächendichte in Abhängigkeit des Missorientierungswinkels für die Zustände Ref, C2 ohne GD und C2 mit einem GD von 10 MPa.	88
Abbildung 6.9: (a) DSC-Messungen der Zustände Ref, N1 und C2; (b) Verlauf der Mikrohärtigkeit [HV0,1] über die Blechstärke für den ECAP Zustand C2 ohne (C2) und mit (C2 _H) einer Homogenisierungswärmebehandlung von 250 °C bei 1 h.	89
Abbildung 6.10: EBSD-Aufnahmen der Mikrostruktur über den gesamten Blechquerschnitt für (a) N1, (b) C2 und (c) C4; Korngrößenverteilung für (d) TA-5° und (e) TA-15°.	90
Abbildung 6.11: Analyse der Grenzflächendichte in Abhängigkeit des Missorientierungswinkels für die Zustände Ref, C2 und C4.	91
Abbildung 6.12: (a) DSC-Messungen der Zustände Ref, C2 und C4; (b) Mikrohärtigkeit über die Blechstärke vor (C4) und nach (C4 _R) der Rekristallisation des Gefüges.	92
Abbildung 6.13: EBSD-Aufnahmen der Mikrostruktur über den gesamten Blechquerschnitt für Zustand C4 (a) und den rekristallisierten C4 _R -Zustand (b); Korngrößenverteilung für TA-5° (c) TA-15° (d).	93
Abbildung 6.14: Analyse der Grenzflächendichte in Abhängigkeit des Missorientierungswinkels für die Zustände Ref, C4 und C4 _R .	93
Abbildung 6.15: Prozessschritte der ECAP-Bearbeitungen und Wärmebehandlungen zum Erzielen eines rekristallisierten C4-Zustands.	94
Abbildung 7.1: (a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für das Referenzmaterial (Ref) und die ECAP Zustände N1 und C2 mit und ohne Gegendruck; (b) entsprechende Bruchdehnungen im Vergleich.	96
Abbildung 7.2: (a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für das Referenzmaterial (Ref) und die ECAP-Zustände C2 mit (C2 _H) und ohne Nachwärmebehandlung von 250 °C bei 1 h; (b) entsprechende Streckgrenzen im Vergleich; (c) entsprechende Bruchdehnungen im Vergleich.	97

- Abbildung 7.3: (a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm für das Referenzmaterial (Ref) und die ECAP-Zustände C4 ohne (C4) und mit Rekristallisation bei 335 °C für 10 min (C4_R); (b) entsprechende Streckgrenzen im Vergleich; (c) entsprechende Bruchdehnungen im Vergleich. 98
- Abbildung 7.4: Gitterdehnungen der Ebenen (200), (220), (222), (311) und (111) des (a) Referenzmaterials, (b) C2 ECAP-Zustands und (c) wärmebehandelten C2_H ECAP-Zustands. 99
- Abbildung 7.5: (a) Technische Spannung über Gitterdehnung bei RT für die Gitterebenen (111) und (220) im Vergleich zum linearen Verhalten; die Gitterebene (200) zeigt eine geringere Steigung; (b) erste Ableitung der technischen Spannung nach der Gitterdehnungen für die Gitterebenen (111) und (220) im Vergleich zum linearen Verhalten. 100
- Abbildung 7.6: (a) WH-plot des Referenzzustands für Dehnungen bei RT zwischen 2 und 10 % berechnet aus den Gitterebenen (111), (200), (220), (311), (400), (331) und (422); (b) WH-plot des ECAP-Zustands für Dehnungen bei RT zwischen 2 und 5 %; (c) WH-plot des für 1 h bei 250 °C nachbehandelten C2-Zustands für Dehnungen bei RT zwischen 2 und 10 %. 100
- Abbildung 7.7: (a) Verlauf der Versetzungsdichte des Referenzmaterials über der technischen Dehnung bei RT; (b) technische Spannung über Versetzungsdichte für das Referenzmaterial bei RT; (c) Verlauf der Versetzungsdichte des C2-Materials über der technischen Dehnung bei RT; (d) technische Spannung über Versetzungsdichte für das C2-Material bei RT; (e) Verlauf der Versetzungsdichte des wärmebehandelten C2_H-Materials über der technischen Dehnung bei RT; (f) technische Spannung über Versetzungsdichte für das wärmebehandelte C2_H bei RT. 103
- Abbildung 7.8: (a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven bei 250 °C des Referenzmaterials und der ECAP-Zustände C4 und C4_R; (b) mittlere Bruchdehnungen mit Standardabweichungen der Zugversuche bei 250 °C. 105
- Abbildung 7.9: Gitterdehnungen der Ebenen (200), (220), (222), (311) und (111) des (a) Referenzmaterials, (b) C2-Zustands und (c) wärmebehandelten C2_H-Zustands. 106
- Abbildung 7.10: (a) WH-plot des Referenzzustands für Dehnungen bei 250 °C zwischen 10 und 50 % berechnet aus den Gitterebenen (111), (200), (220), (311), (400), (331) und (420); (b) WH-plot des ECAP-Zustands C2 für Dehnungen bei 250 °C zwischen 10 und 70 %; (c) WH-plot des wärmebehandelten ECAP-Zustands C2_H für Dehnungen bei 250 °C zwischen 10 und 70 % berechnet aus den Gitterebenen. 106
- Abbildung 7.11: (a) Verlauf der Versetzungsdichte des Referenzmaterials über der technischen Dehnung bei 250 °C; (b) Technische Spannung über Versetzungsdichte für das Referenzmaterial bei 250 °C; (c) Verlauf der Versetzungsdichte des C2 ECAP-Materials über der technischen Dehnung bei 250 °C; (d) Technische Spannung über Versetzungsdichte für

- das ECAP-Material bei 250 °C; (e) Verlauf der Versetzungsdichte des wärmebehandelten C_{2H} ECAP-Materials über der technischen Dehnung bei 250 °C; (d) Technische Spannung über Versetzungsdichte für das wärmebehandelte C_{2H} ECAP-Material bei 250 °C. 109
- Abbildung 7.12: Mikroskopaufnahmen des gebarkerten Gefüges in der Bruchzone bei einer Umformtemperatur von 250 °C des (a) Referenzmaterials, (b) Zustands C_{2H} und (c) rekristallisierten ECAP-Zustands C_{4R}; (d) rekristallisierter ECAP-Zustand C_{4R} in größerer Vergrößerung. 111
- Abbildung 8.1: (a) Umformsimulation der Tunnelverstärkung in Autoform R8 mit dem ECAP-Werkstoff C_{4R}; (b) Grenzformänderungsdiagramm des umgeformten Bauteils; (c) Crashsimulation der Tunnelverstärkung; (d) Reaktionskräfte der Crashsimulation für das Referenzmaterial (2 mm Blechstärke), den C_{4R}-Zustand (2 mm) und den C_{4R}-Zustand mit einer geringeren Blechstärke von 1,4 mm. 114
- Abbildung 8.2: Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme für das Referenzmaterial (Ref) und den ECAP-Zustand C_{4R} bei (a) 250 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (HSR), (b) bei 250 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (LSR), (c) 350 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (HSR) und (d) bei 350 °C und einer Dehnrates von $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (LSR). 117
- Abbildung 9.1: (a) Equal-Channel Angular Rolling (ECAR) Werkzeug; (b) Numerische Untersuchungen zeigen die Notwendigkeit von Gegenwalzen für die Herstellung einer rissfreien Oberfläche. 122

B. Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Bezeichnung der Aluminiumlegierungen nach (DIN EN 573-1, 2005; Ostermann, 2014).....	14
Tabelle 2: Ausgewählte Werkstoffzustände aufgeteilt nach naturharten und aushärtbaren Aluminiumlegierungen nach (DIN EN 515, 2017).	15
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der Legierung AA5083 nach (DIN EN 573-3, 2013)	52
Tabelle 4: Ansätze für die Extrapolation von Fließkurven.....	58
Tabelle 5: Parameter zur Fließortbestimmung der Fließorte Hill48 (Hill) und Yld2000 (Yld).	59
Tabelle 6: Abweichungen der verwendeten Modelle vom Richtwert nach (Eder, 2023).	60
Tabelle 7: Geometrische Parametersets der numerischen Untersuchungen.	64
Tabelle 8: Parameter für die Berechnung des Taylor-Quinney Koeffizienten.....	69

C. Literatur

- 10113,2014, *Bestimmung der senkrechten Anisotropie*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 16808,2014, *Metallische Werkstoffe – Blech und Band – Bestimmung der biaxialen Spannung/Dehnung-Kurve durch einen hydraulischen Tiefungsversuch mit optischen Messsystemen*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 1994, *Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall*: Verein Deutscher Ingenieure.
- 2022, *Kunststoffe - Dynamische Differenzkalorimetrie*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 50125,2004, *Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 515,2017, *Aluminium und Aluminiumlegierungen*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 573-1,2005, *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug –*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 573-3,2013, *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 6507-1,2022, *Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 6892-1,2014, *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- 6892-2,2018, *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*: DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- A. MENDES FILHO, A.A. de, V.L. SORDI, J.B. RUBERT und M. FERRANTE, 2008. The Influence of ECAP Die Channel Geometry on Shear Strain and Deformation Uniformity [online]. *Materials Science Forum*, **584-586**, 145-150. Materials Science Forum. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.584-586.145
- ALUMOBILITY, 2021. *Chapeau! Aluminum Top Hat Offers Lighter Alternative* [online] [Zugriff am: 2. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: https://alumobility.com/wp-content/uploads/2021/10/Alumobility_ECB-summary_website_211006.pdf
- AMES, M., J. MARKMANN, R. KAROS, A. MICHELS, A. TSCHÖPE und R. BIRNINGER, 2008. Unraveling the nature of room temperature grain growth in nanocrystalline materials [online]. *Acta Materialia*, **56**(16), 4255-4266. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2008.04.051
- AP&T, 2022. *AP&T's new aluminum technology helps reduce weight of the Lucid Air luxury electric car* [online] [Zugriff am: 2. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.ap-group.com/company/case-studies/lucid-motors>
- ARMSTRONG, R., I. CODD, R.M. DOUTHWAITE und N.J. PETCH, 1962. The plastic deformation of polycrystalline aggregates [online]. *The Philosophical Magazine: A Journal*

- of Theoretical Experimental and Applied Physics*, **7**(73), 45-58. ISSN 0031-8086. Verfügbar unter: doi:10.1080/14786436208201857
- BAIG, M., A.U. REHMAN, J.A. MOHAMMED und A.H. SEIKH, 2021. Effect of Microstructure and Mechanical Properties of Al5083 Alloy Processed by ECAP at Room Temperature and High Temperature [online]. *Crystals*, **11**(6), 683. Crystals. Verfügbar unter: doi:10.3390/cryst11060683
- BALL, A. und M.M. HUTCHISON, 1969. Superplasticity in the Aluminium–Zinc Eutectoid. *metal science journal*, **3**, 1-7. metal science journal.
- BARGEL, H.-J. und G. SCHULZE, 2012. *Werkstoffkunde*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-642-17716-3.
- BARLAT, F., J.C. BREM, J.W. YOON, K. CHUNG, R.E. DICK, D.J. LEGE, F. POURBOGHRAAT, S.-H. CHOI und E. CHU, 2003. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory [online]. *International Journal of Plasticity*, **19**(9), 1297-1319. ISSN 07496419. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0749-6419(02)00019-0
- BARNES, A.J., 1999. Superplastic Aluminum Forming - Expanding Its Techno-Economic Niche [online]. *Materials Science Forum*, **304-306**, 785-796. Materials Science Forum. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.785
- BERNHARD, F., 2014. *Handbuch der Technischen Temperaturmessung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-642-24505-3.
- BLUM, W., Y.J. LI und K. DURST, 2009. Stability of ultrafine-grained Cu to subgrain coarsening and recrystallization in annealing and deformation at elevated temperatures [online]. *Acta Materialia*, **57**(17), 5207-5217. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2009.07.030
- BOEHNER, A., 2012. *Verformungsmechanismen und Stabilität von ultrafeinkörnigen metallischen Werkstoffen bei monotoner und zyklischer Belastung in Abhängigkeit der ECAP-Prozessparameter*. PhD thesis. Erlangen.
- BRAGG, W.H. und W.L. BRAGG, 1913. The reflection of X-rays by crystals [online]. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, **88**(605), 428-438. ISSN 0950-1207. Verfügbar unter: doi:10.1098/rspa.1913.0040
- CHANG, S.-Y., J.G. LEE, K.-T. PARK und D.H. SHIN, 2001. Microstructures and mechanical properties of ECAP 5083 Al Alloy. *Materials Transactions*, **42**, 1074-1080. Materials Transactions.
- CHENG, S., Y.H. ZHAO, Y.T. ZHU und E. MA, 2007. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation [online]. *Acta Materialia*, **55**(17), 5822-5832. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2007.06.043
- CLAUSEN, B., T. LORENTZEN, M.A. BOURKE und M.R. DAYMOND, 1999. Lattice strain evolution during uniaxial tensile loading of stainless steel [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **259**(1), 17-24. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0921-5093(98)00878-8
- COOPER, M.G., B.B. MIKIC und M.M. YOVANOVICH, 1969. Thermal contact conductance [online]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **12**(3), 279-300. ISSN 00179310. Verfügbar unter: doi:10.1016/0017-9310(69)90011-8

- DEBYE, P. und P. SCHERRER, 1916. Interferenzen an regellos orientierten Teilchen im Röntgenlicht. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen*, 1-26. Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen.
- DOEGE, E. und B.-A. BEHRENS, 2010. *Handbuch Umformtechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-642-04248-5.
- DOHERTY, R.D., D.A. HUGHES, F.J. HUMPHREYS, J.J. JONAS, D. JUUL JENSEN, M.E. KASSNER, W.E. KING, T.R. MCNELLEY, H.J. MCQUEEN und A.D. ROLLETT, 1998. Current issues in recrystallization: A review [online]. *Materials Today*, **1**(2), 14-15. ISSN 13697021. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1369-7021(98)80046-1
- DONG, J., Q. DONG, Y. DAI, H. XING, Y. HAN, J. MA, J. ZHANG, J. WANG und B. SUN, 2016. Study on structure homogeneity of plate sample with large dimension during equal channel angular pressing (ECAP) [online]. *Journal of Materials Research*, **31**(21), 3420-3427. ISSN 0884-2914. Verfügbar unter: doi:10.1557/jmr.2016.367
- DOPPELBAUER, M., 2020. *Grundlagen der Elektromobilität*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-658-29729-9.
- DYE, D., H.J. STONE und R.C. REED, 2001. Intergranular and interphase microstresses [online]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, **5**(1), 31-37. ISSN 13590286. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-0286(00)00019-X
- EDER, M., M. GRUBER und W. VOLK, 2022. Validation of material models for sheet metals using new test equipment [online]. *International Journal of Material Forming*, **15**(5). ISSN 1960-6206. Verfügbar unter: doi:10.1007/s12289-022-01710-7
- EL-SAYED, M.M., A.Y. SHASH und M. ABD-RABOU, 2018. Finite element modeling of aluminum alloy AA5083-O friction stir welding process [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, **252**, 13-24. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.09.008
- EL-SHENAWY, M., M.M.Z. AHMED, A. NASSEF, M. EL-HADEK, B. ALZHRANI, Y. ZEDAN und W.H. EL-GARAIHY, 2021. Effect of ECAP on the Plastic Strain Homogeneity, Microstructural Evolution, Crystallographic Texture and Mechanical Properties of AA2xxx Aluminum Alloy [online]. *Metals*, **11**(6), 938. Metals. Verfügbar unter: doi:10.3390/met11060938
- EURO NCAP, 2022. *Euro NCAP | Elektrofahrzeuge* [online] [Zugriff am: 2. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.euroncap.com/de/bewertungen-u-auszeichnungen/elektrofahrzeuge>
- FIBRO, 2021. *Datenblatt Gasdruckfedern Typ HEAVY DUTY*.
- FRANK, F.C. und W.T. READ, 1950. Multiplication Processes for Slow Moving Dislocations [online]. *Physical Review*, **79**(4), 722-723. ISSN 0031-899X. Verfügbar unter: doi:10.1103/PhysRev.79.722
- FRIEDRICH, H.E., 2013. *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-8348-1467-8.
- FRINT, P., M. HOCKAUF, T. HALLE, M.-X. WAGNER und T. LAMPKE, 2012. The role of backpressure during large scale Equal-Channel Angular Pressing [online]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **43**(7), 668-672. ISSN 09335137. Verfügbar unter: doi:10.1002/mawe.201200015

- FRINT, P., M.F.-X. WAGNER, S. WEBER, S. SEIPP, S. FRINT und T. LAMPKE, 2017. An experimental study on optimum lubrication for large-scale severe plastic deformation of aluminum-based alloys [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, **239**, 222-229. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2016.08.032
- FRINT, S., M. HOCKAUF, P. FRINT und M.F.-X. WAGNER, 2016. Scaling up Segal's principle of Equal-Channel Angular Pressing [online]. *Materials & Design*, **97**, 502-511. ISSN 02613069. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2016.02.067
- FRITSCH, S., M. HOCKAUF, R. SCHÖNHERR, S. HUNGER, L.W. MEYER und M.F.-X. WAGNER, 2010. Untersuchungen zum Einfluss von ECAP und Tieftemperaturwalzen auf die mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierung 7075 [online]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **41**(9), 697-703. ISSN 09335137. Verfügbar unter: doi:10.1002/mawe.201000655
- FURUKAWA, M., Y. IWAHASHI, Z. HORITA, M. NEMOTO und T.G. LANGDON, 1998. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **257**(2), 328-332. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0921-5093(98)00750-3
- GDA, 2007. *Wärmebehandlung von ALuminiumlegierungen* [online] [Zugriff am: 16. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: http://www.aluinfo.de/files/_media/dokumente/Downloads/Technische%20Daten/Merkblaetter/W7_Waermebehandlung_von_Aluminiumlegierungen.pdf
- GERHARDT, K.W., 2015. *Untersuchungen zur konduktiven Erwärmung für Warmzugversuche an Blechen*. PhD thesis. Aachen. Umformtechnische Schriften. Band 175. ISBN 9783844040005.
- GOM MBH, 2016. *Grundlagen der digitalen Bildkorrelation und Dehnungsberechnung*. 1118 004 DE.
- GOSH, A.K., 1977. Tensile instability and necking in materials with strain hardening and strain-rate hardening. *Acta Metallurgica*, **25**, 1413-1424. *Acta Metallurgica*.
- GOSWAMI, R. und R.L. HOLTZ, 2013. Transmission Electron Microscopic Investigations of Grain Boundary Beta Phase Precipitation in Al 5083 Aged at 373 K (100 °C) [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **44**(3), 1279-1289. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-012-1166-9
- GOTTSTEIN, G., 2014. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-642-36602-4.
- GREß, T., J. STAHL, T. MITTLER, L. SPANO, H. CHEN, N. BEN KHALIFA und W. VOLK, 2019. Mechanical characterization of as-cast AA7075/6060 and CuSn6/Cu99.5 compounds using an experimental and numerical push-out test [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **751**, 214-225. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2019.02.080
- GREß, T., M. GRUBER, J. STAHL, S. WITTMANN, F. STEINLEHNER, V. GLÜCK NARDI, B. TONN und W. VOLK, 2020. Experimental and numerical investigations into the deformation and fracture behavior of intermetallics and base materials in as-cast Al-Cu compounds [online]. *Materials Today Communications*, **25**, 101278. ISSN 23524928. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.mtcomm.2020.101278
- GRUBER, M., C. ILLGEN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER und W. VOLK, 2019. Numerical and Experimental Study on ECAP-Processing Parameters for Efficient Grain Refinement

- of AA5083 Sheet Metal [online]. *Key Engineering Materials*, **794**, 315-323. Key Engineering Materials. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.794.315
- GRUBER, M., T. SPOERER, C. ILLGEN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER, P. LECHNER und W. VOLK, 2022. Effect of Equal-Channel Angular Pressing and Targeted Heat Treatment on Aluminum AA7075 Sheet Metal. In: M. ZHANG, J. LI, B. LI, S.N. MONTEIRO, S. IKHMAYIES, Y.E. KALAY, J.-Y. HWANG, J.P. ESCOBEDO-DIAZ, J.S. CARPENTER, A.D. BROWN, R. SOMAN und Z. PENG, Hg. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2022*. Cham: Springer International Publishing, S. 25-36. ISBN 978-3-030-92372-3.
- GRUBER, M., Y. YANG, C. ILLGEN, P. FRINT, M.F.-X. WAGNER und W. VOLK, 2021. Thermomechanical Analysis and Experimental Validation of ECAP for Aluminum Sheet Metal. In: G. DAEHN, J. CAO, B. KINSEY, E. TEKKAYA, A. VIVEK und Y. YOSHIDA, Hg. *Forming the Future*. Cham: Springer International Publishing, S. 1775-1790. ISBN 978-3-030-75380-1.
- GUTOWSKI, T.G., S. SAHNI, J.M. ALLWOOD, M.F. ASHBY und E. WORRELL, 2013. The energy required to produce materials: constraints on energy-intensity improvements, parameters of demand [online]. *Phil Trans R Soc A*, (371), 1-14. *Phil Trans R Soc A*. Verfügbar unter: <https://doi.org/10.1098/rsta.2012.0003>
- HALL, E.O., 1951. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results [online]. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, **64**(9), 747-753. ISSN 0370-1301. Verfügbar unter: doi:10.1088/0370-1301/64/9/303
- HAMMERSLEY, A.P., 2016. FIT2D : a multi-purpose data reduction, analysis and visualization program [online]. *Journal of Applied Crystallography*, **49**(2), 646-652. *Journal of Applied Crystallography*. Verfügbar unter: doi:10.1107/S1600576716000455
- HAN, B.Q., E.J. LAVERNIA, F.A. MOHAMED und C.C. BAMPTON, 2005. Improvement of toughness and ductility of a cryomilled Al-Mg alloy via microstructural modification [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **36**(8), 2081-2091. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-005-0329-3
- HARALDSSON, J. und M.T. JOHANSSON, 2018. Review of measures for improved energy efficiency in production-related processes in the aluminium industry – From electrolysis to recycling [online]. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, **93**, 525-548. ISSN 13640321. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.rser.2018.05.043
- HARTMANN, C., M. GRUBER, D. GÜNTHER, W. VOLK, V. KALCHSCHMID, K. ANGERER, S. ROTH, M. RÖSCH und A. HOHMANN, 2021. Aluminium schmelzen mit Windstrom: Potenzialstudie WindMelt, (108), 50-54.
- HARTMANN, M., S. DI BRÖTZ, A. SCHIFFL und J. DI ÖSTERREICHER, 2018. Verbesserte Crasheigenschaften hochfester Aluminium-Sicherheitsbauteile [online]. *Lightweight Design*, **11**(1), 30-35. ISSN 1865-4819. Verfügbar unter: doi:10.1007/s35725-017-0077-5
- HELLMIG, R.J., 2008. *Hochgradige plastische Umformung durch Equal Channel Angular Pressing (ECAP)*. Habilitation. Clausthal.
- HENNING, F., F. GAUTERIN, A. DOLLINGER und T. BURGERT, 2019. *Leichtbau für die Elektromobilität - Eine gewichtige Strategie?* [online]. Fraunhofer ICT. Hannover [Zugriff am: 2. Februar 2023Uhr]. Verfügbar unter: http://files.messe.de/abstracts/91537_uni_0204_1005_F_Henning_Fraunhofer ICT.pdf

- HERRMANN, C., W. DEWULF, M. HAUSCHILD, A. KALUZA, S. KARA und S. SKERLOS, 2018. Life cycle engineering of lightweight structures [online]. *CIRP Annals*, **67**(2), 651-672. ISSN 00078506. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.cirp.2018.05.008
- HERZIG, N., S. ABDEL-MALEK und L.W. MEYER, 2010. Experimentelle Ermittlung und Modellierung dynamischer Fließortkurven an Blechwerkstoffen [online]. *9. LS-DYNA Forum, Bamberg 2010*, 29-40. 9. LS-DYNA Forum, Bamberg 2010 [Zugriff am: 13. März 2023]. Verfügbar unter: <https://www.dynamore.de/en/downloads/papers/10-forum/papers/C-II-04.pdf>
- HILL, R., 1948. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals [online]. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, **193**(1033), 281-297. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. Verfügbar unter: doi:10.1098/rspa.1948.0045
- HIRSCH, J., 2014. Recent development in aluminium for automotive applications [online]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **24**(7), 1995-2002. ISSN 10036326. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1003-6326(14)63305-7
- HOCKETT, J.E. und O.D. SHERBY, 1975. Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **23**, 87-98. Journal of the Mechanics and Physics of Solids.
- HOELZEL, M., W.M. GAN, M. HOFMANN, C. RANDAU, G. SEIDL, P. JÜTTNER und W.W. SCHMAHL, 2013. Rotatable multifunctional load frames for neutron diffractometers at FRM II—design, specifications and applications [online]. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*, **711**, 101-105. ISSN 01689002. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.nima.2013.01.049
- HOFFMANN, H., R. NEUGEBAUER und G. SPUR, Hg., 2012. *Handbuch Umformen. 2., vollständig neu bearbeitete Auflage*. München: Hanser. Edition Handbuch der Fertigungstechnik / hrsg. von Günter Spur. 2. ISBN 3446427783.
- HÖHNE, G., W. HEMMINGER und H.-J. FLAMMERSHEIM, 1996. *Differential Scanning Calorimetry. An Introduction for Practitioners*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-662-03304-3.
- HORVÁTH, G., N.Q. CHINH, J. GUBICZA und J. LENDVAI, 2007. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **445-446**, 186-192. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2006.09.019
- HSIAO, I.C. und J.C. HUANG, 2002. Deformation mechanisms during low-and high-temperature superplasticity in 5083 Al-Mg alloy [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **33**(5), 1373-1384. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-002-0062-0
- HUANG, K. und R.E. LOGÉ, 2016. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials [online]. *Materials & Design*, **111**, 548-574. ISSN 02613069. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2016.09.012
- HUMPHREYS, F.J. und M. HATHERLY, 2004. Recrystallization of Single-Phase Alloys. In: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*: Elsevier, 215-IV.
- ILLGEN, C., B. BOHNE, M.F.-X. WAGNER, M. GRUBER, W. VOLK und P. FRINT, 2021. Facing the Issues of Sheet Metal Equal-Channel Angular Pressing: A Modified Approach

- Using Stacks to Produce Ultrafine-Grained High Ductility AA5083 Sheets [online]. *Advanced Engineering Materials*, **1**, 2100244. ISSN 14381656. Verfügbar unter: doi:10.1002/adem.202100244
- ILLGEN, C., P. FRINT, M. GRUBER, W. VOLK und M.F.-X. WAGNER, 2020. Evolution of Grain Refinement in AA5083 Sheet Metal Processed by ECAP. In: A. TOMSETT, Hg. *Light Metals 2020*. Cham: Springer International Publishing, S. 362-369. ISBN 978-3-030-36407-6.
- INFRATEC, 2023. *Physikalische Grundlagen der Infrarot-Thermografie* [online] [Zugriff am: 8. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.infratec.de/thermografie/service-support/glossar/theorie/>
- INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2020. *Aluminium Recycling Factsheet* [online]. Verfügbar unter: <https://international-aluminium.org/resource/aluminium-recycling-fact-sheet/>
- IWAHASHI, Y., J. WANG, Z. HORITA, M. NEMOTO und T.G. LANGDON, 1996. Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials. *Scripta Materialia*, **35**(2), 143-146. Scripta Materialia.
- JIN, H. und D.J. LLOYD, 2004. Effect of a duplex grain size on the tensile ductility of an ultra-fine grained Al–Mg alloy, AA5754, produced by asymmetric rolling and annealing [online]. *Scripta Materialia*, **50**(10), 1319-1323. Scripta Materialia. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.scriptamat.2004.02.021
- JOCHAM, D., 2018. *Bestimmung der lokalen Einschnürung nach linearer und nichtlinearer Umformhistorie sowie Ermittlung dehnungs- und geschwindigkeitsabhängiger Materialkennwerte*. PhD thesis. München.
- JOHNSON, G.R. und W.H. COOK, 1985. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains strainrates temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, **21**, 31-48. Engineering Fracture Mechanics.
- KAMACHI, M., M. FURUKAWA, Z. HORITA und T.G. LANGDON, 2003. Equal-channel angular pressing using plate samples [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **361**(1-2), 258-266. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0921-5093(03)00522-7
- KAWASAKI, M. und T.G. LANGDON, 2007. Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials [online]. *Journal of Materials Science*, **42**(5), 1782-1796. ISSN 0022-2461. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10853-006-0954-2
- KHALIF, A.J.N. und I.R.A. AL MOUSAWI, 2016. Comparison of Heat Transfer Coefficients in Free and Forced Convection Using Circular annular Finned Tubes. *International Journal of Application or Innovation in Engineering & Management*, **5**(4), 194-204. International Journal of Application or Innovation in Engineering & Management.
- KIM, J.K., H.K. KIM, J.W. PARK und W.J. KIM, 2005. Large enhancement in mechanical properties of the 6061 Al alloys after a single pressing by ECAP [online]. *Scripta Materialia*, **53**(10), 1207-1211. Scripta Materialia. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.scriptamat.2005.06.014
- KLEIN, B., 2013. *Leichtbau-Konstruktion*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-658-02271-6.
- KOFFLER, C. und J. FLORIN, 2013. Tackling the Downcycling Issue—A Revised Approach to Value-Corrected Substitution in Life Cycle Assessment of Aluminum (VCS 2.0)

- [online]. *Sustainability*, **5**(11), 4546-4560. Sustainability. Verfügbar unter: doi:10.3390/su5114546
- KÖTH, C.-P., 2020. *Elektromobilität funktioniert nur mit Leichtbau* [online] [Zugriff am: 2. Februar 2023]. Verfügbar unter: <https://www.automobil-industrie.vogel.de/elektromobilitaet-funktioniert-nur-mit-leichtbau-a-908391/>
- KRAL, M.V., 2005. A crystallographic identification of intermetallic phases in Al–Si alloys [online]. *Materials Letters*, **59**(18), 2271-2276. ISSN 0167577X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matlet.2004.05.091
- KULAS, M.-A., P.W. GREEN, E.M. TALEFF, P.E. KRAJEWSKI und T.R. MCNELLY, 2006. Failure mechanisms in superplastic AA5083 materials. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **37**, 645-655. ISSN 1073-5623.
- LANGDON, T.G., 1982. The mechanical properties of superplastic materials. *Metallurgical Transactions A*, **13A**, 689-701. Metallurgical Transactions A.
- LANKFORD, W.T., W.T. SNYDER und J.A. BAUSCHER, 1950. New Criteria for Predicting the Press Performance of Deep Drawing Sheets. *Transactions of American Society for metals*, **42**, 1197-1232. Transactions of American Society for metals.
- LAPOVOK, R., 2005. The role of back-pressure in equal channel angular extrusion. *Journal of Materials Science*, **40**, 341-346. Journal of Materials Science.
- LAPOVOK, R., I. TIMOKHINA, P. MCKENZIE und R. O'DONNELL, 2008. Processing and properties of ultrafine-grain aluminium alloy 6111 sheet [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, **200**(1-3), 441-450. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.08.083
- LAPOVOK, R., P.W.J. MCKENZIE, P.F. THOMSON und S.L. SEMIATIN, 2007. Processing and properties of ultrafine-grain aluminum alloy 5005 sheet [online]. *Journal of Materials Science*, **42**(5), 1649-1659. ISSN 0022-2461. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10853-006-0967-x
- LEE, J.-C., H.-K. SEOK, J.-H. HAN und Y.-H. CHUNG, 2001. Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing(C2S2) process [online]. *Materials Research Bulletin*, **36**(5-6), 997-1004. Materials Research Bulletin. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0025-5408(01)00557-8
- LIPINSKA, M., W. CHROMINSKI, L. OLEJNIK, J. GOLINSKI, A. ROSOCHOWSKI und M. LEWANDOWSKA, 2017. Ultrafine-Grained Plates of Al-Mg-Si Alloy Obtained by Incremental Equal Channel Angular Pressing: Microstructure and Mechanical Properties [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **48**(10), 4871-4882. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-017-4258-8
- LOGAN, R.W. und W.F. HOSFORD, 1980. Upper-bound anisotropic yield locus calculations assuming $\langle 111 \rangle$ -pencil glide [online]. *International Journal of Mechanical Sciences*, **22**(7), 419-430. ISSN 00207403. Verfügbar unter: doi:10.1016/0020-7403(80)90011-9
- LOWE, T.C. und R.Z. VALIEV, 2004. The use of severe plastic deformation techniques in grain refinement [online]. *JOM: The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, **56**(10), 64-68. JOM: The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-004-0295-z

- LV, J., J.-H. ZHENG, V.A. YARDLEY, Z. SHI und J. LIN, 2020. A Review of Microstructural Evolution and Modelling of Aluminium Alloys under Hot Forming Conditions [online]. *Metals*, **10**(11), 1516. Metals. Verfügbar unter: doi:10.3390/met10111516
- MA, E., 2003. Instabilities and ductility of nanocrystalline and ultrafine-grained metals [online]. *Scripta Materialia*, **49**(7), 663-668. Scripta Materialia. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6462(03)00396-8
- MA, Z.Y., A.H. FENG, D.L. CHEN und J. SHEN, 2018. Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties [online]. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, **43**(4), 269-333. ISSN 1040-8436. Verfügbar unter: doi:10.1080/10408436.2017.1358145
- MACDOUGALL, D., 2000. Determination of the plastic work converted to heat using radiometry [online]. *Experimental Mechanics*, **40**(3), 298-306. ISSN 0014-4851. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF02327503
- MACHERAUCH, E. und H.-W. ZOCH, 2019. *Praktikum in Werkstoffkunde*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-658-25373-8.
- MAIER, H.J., T. NIENDORF und R. BÜRCEL, 2019. *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-658-25313-4.
- MAIER, L., C. HARTMANN, B. ÜNVER und W. VOLK, 2022. Three-Dimensional Control Point Based Surface Description for Data Reduction, Reverse Engineering and Springback Compensation in Sheet Metal Forming. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. Verfügbar unter: https://doi.org/10.1007/978-3-031-06212-4_24
- MCCORMICK, P., 1971. The Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy [online]. *Acta Metallurgica*, **19**(5), 463-471. Acta Metallurgica. Verfügbar unter: doi:10.1016/0001-6160(71)90170-2
- MCKENZIE, P. und R. LAPOVOK, 2010. ECAP with back pressure for optimum strength and ductility in aluminium alloy 6016. Part 2: Mechanical properties and texture [online]. *Acta Materialia*, **58**(9), 3212-3222. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2010.01.037
- MEAGHER, R.C., M.L. HAYNE, J. DUCLOS, C.F. DAVIS, T.C. LOWE, T. UNGÁR und B. ARFAEI, 2019. Increasing the Strength and Electrical Conductivity of AA6101 Aluminum by Nanostructuring. In: C. CHESONIS, Hg. *Light Metals 2019*. Cham: Springer International Publishing, S. 1507-1513. ISBN 978-3-030-05863-0.
- Method of material preparation for subsequent working. Erfinder: V. M. SEGAL. Nr. 575892 (english translation).
- MICRO-EPSILON, 2020. *Bedienungsanleitung - thermoMETER CT*.
- MILFORD, R.L., J.M. ALLWOOD und J.M. CULLEN, 2011. Assessing the potential of yield improvements, through process scrap reduction, for energy and CO2 abatement in the steel and aluminium sectors [online]. *Resources, Conservation and Recycling*, **55**(12), 1185-1195. ISSN 09213449. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.resconrec.2011.05.021
- MILLER, W.H., 1839. A Treatise on Crystallography. *Deighton*. Deighton.
- MONDOLFO, L.F., 1976. Aluminum–Magnesium, Aluminum–Manganese Alloys. In: L.F. MONDOLFO, Hg. *Aluminum Alloys*: Elsevier, S. 806-841. ISBN 9780408709323.
- MUELLER, K., 1999. *Werkstoffkundliche Qualifizierung des Randschichthärtens mit Laserstrahlung*. PhD thesis. Bayreuth.

- MUKHERJEE, A.K., 1979. Deformation Mechanisms in Superplasticity [online]. *Annual Review of Materials Science*, (9), 191-217. Annual Review of Materials Science. Verfügbar unter: <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.09.080179.001203>
- MUÑOZ, J.A., M. AVALOS und R.E. BOLMARO, 2018. Heterogeneity of strain path, texture and microstructure evolution of AA6063-T6 processed by Equal Channel Angular Sheet Extrusion (ECASE) [online]. *Journal of Alloys and Compounds*, **768**, 349-357. ISSN 09258388. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jallcom.2018.07.216
- NEBTI, S., D. HAMANA und G. CIZERON, 1995. Calorimetric study of pre-precipitation and precipitation in Al-Mg alloy [online]. *Acta Metallurgica et Materialia*, **43**(9), 3583-3588. ISSN 09567151. Verfügbar unter: doi:10.1016/0956-7151(95)00023-O
- NETZSCH, 2023. *Datenblatt STA449 F3* [online] [Zugriff am: 17. März 2023]. Verfügbar unter: https://analyzing-testing.netzsch.com/_Resources/Persistent/0/9/3/f/093f069b1525c995e768a4edddd7a9e957281da/Key_Technical_Data_de_STA_449_F3_Jupiter.pdf
- NEUGEBAUER, R., T. ALTAN, M. GEIGER, M. KLEINER und A. STERZING, 2006. 56. Mitgliederversammlung des CIRP. Kobe, Japan, August 20 - 26, 2006 = 56th General assembly of CIRP = 56ème Assemblée générale du CIRP. Amsterdam: Elsevier. CIRP annals. 55,2006,1. ISBN 0-08-045049-0.
- NTV, 2018. *Das Ende der Diät: Macht Leichtbau bei E-Autos keinen Sinn?* [online] [Zugriff am: 2. März 2023 Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.n-tv.de/auto/Macht-Leichtbau-bei-E-Autos-keinen-Sinn-article20284912.html>
- OROWAN, E., 1934. Zur Kristallplastizität. III. Über den mechanismus des Gleitvorgangs. *Zeitschrift für Physik*, **89**(9-10), 634-659. Zeitschrift für Physik.
- OSTERMANN, F., 2014. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-662-43806-0.
- PANIGRAHI, A., N. SCHEERBAUM, P. CHEKHONIN, J. SCHARNWEBER, B. BEAUSIR, M. HOCKAUF, S. SANKARAN und W. SKROTZKI, 2014. Effect of back pressure on material flow and texture in ECAP of aluminum [online]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **63**, 12153. ISSN 1757-899X. Verfügbar unter: doi:10.1088/1757-899X/63/1/012153
- PECHARSKY, V.K. und P.Y. ZAVALIJ, 2003. *Fundamentals of Powder Diffraction and Structural Characterization of Materials*. Boston, MA: Springer Science+Business Media Inc. ISBN 9780387245676.
- PETCH, N.J., 1953. The cleavage strength of polycrystals [online]. *Journal of the Iron and Steel Institut*, **174**(1), 25-28. Journal of the Iron and Steel Institut [Zugriff am: 11. März 2023 Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.webofscience.com/wos/woscc/full-record/WOS:A1953XY87500005?SID=EUW1ED0A8BhopqlcPzkqjJIBIbJCO>
- PONCE-PEÑA, P., E. LÓPEZ-CHIPRES, E. GARCÍA-SÁNCHEZ, M.A. ESCOBEDO-BRETADO, B.X. OCHOA-SALAZAR und M.A. GONZÁLEZ-LOZANO, 2015. Optimized Design of an ECAP Die Using the Finite Element Method for Obtaining Nanostructured Materials [online]. *Advances in Materials Science and Engineering*, (10), 1-8. ISSN 1687-8434. Verfügbar unter: doi:10.1155/2015/702548
- PORTÉVIN, A. und F. LE CHÂTELIER, 1923. Sur un Phénomène Observé lors de L'essai de Traction d'Alliages en Cours de Transformation. *Comptes rendus de l'Académie des sciences Paris*, (176), 507-510. Comptes rendus de l'Académie des sciences Paris.

- RAABE, D., D. PONGE, P.J. UGGOWITZER, M. ROSCHER, M. PAOLANTONIO, C. LIU, H. ANTREKOWITSCH, E. KOZESCHNIK, D. SEIDMANN, B. GAULT, F. de GEUSER, A. DESCHAMPS, C. HUTCHINSON, C. LIU, Z. LI, P. PRANGNELL, J. ROBSON, P. SHANTHRAJ, S. VAKILI, C. SINCLAIR, L. BOURGEOIS und S. POGATSCHER, 2022. Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of “dirty” alloys [online]. *Progress in Materials Science*, **128**(2014), 100947. Progress in Materials Science. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.pmatsci.2022.100947
- RECK, B.K. und T.E. GRAEDEL, 2012. Challenges in Metal Recycling [online]. *Science*, **337**(6095), 690-695. ISSN 0036-8075. Verfügbar unter: doi:10.1126/science.1217501
- REPPER, J., 2010. *Einfluss mikroskopischer Eigenspannungen auf die makroskopische Eigenspannungsanalyse mittels Neutronenbeugung*. PhD Thesis.
- RITCHIE, R.O., 2011. The conflicts between strength and toughness [online]. *Nature Materials*, **10**(11), 817-822. ISSN 1476-4660. Verfügbar unter: doi:10.1038/nmat3115
- RITTEL, D., L.H. ZHANG und S. OSOVSKI, 2017. The dependence of the Taylor–Quinney coefficient on the dynamic loading mode [online]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **107**, 96-114. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmps.2017.06.016
- RÖSLER, J., H. HARDERS und M. BÄKER, 2012. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-8348-1818-8.
- RUST, M.A. und R.I. TODD, 2008. High resolution surface studies of superplastic deformation in shear and tension [online]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **39**(4-5), 289-292. ISSN 09335137. Verfügbar unter: doi:10.1002/mawe.200800291
- SAITO, Y., H. UTSUNOMIYA, N. TSUJI und T. SAKAI, 1999. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process [online]. *Acta Materialia*, **47**(2), 579-583. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(98)00365-6
- SANKARAN, K.K. und R.S. MISHRA, 2017. Alloy Design for Advanced Manufacturing Processes. In: *Metallurgy and Design of Alloys with Hierarchical Microstructures*: Elsevier, S. 407-449. ISBN 9780128120682.
- SARAY, O., G. PURCEK, I. KARAMAN, T. NEINDORF und H.J. MAIER, 2011. Equal-channel angular sheet extrusion of interstitial-free (IF) steel: Microstructural evolution and mechanical properties [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **528**(21), 6573-6583. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2011.05.014
- SCHAAL, S., 2020. *Studie: Leichtbau bei E-Autos kein Vorteil* [online] [Zugriff am: 2. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.electrive.net/2020/04/22/studie-leichtbau-bei-e-autos-kein-vorteil/>
- SCHREIER, H.W. und R. LICHTENBERGER, 2003. *Kombination von Stereoskopie und digitalen Korrelationsverfahren zur Messung von Kontur, Verformung und Dehnung* [online]. §D-Tag Oldenburg [Zugriff am: 7. Februar 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.limess.com/download/3D-TagOldenburg2003.pdf>
- SEGAL, V.M., 2004. Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion (ECAE) [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **386**(1-2), 269-276. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2004.07.023
- SELI, H., M. AWANG, A.I.M. ISMAIL, E. RACHMAN und Z.A. AHMAD, 2013. Evaluation of properties and FEM Model of the Friction welded mild Steel-Al6061-Alumina [online].

- Materials Research*, **16**(2), 453-467. ISSN 1516-1439. Verfügbar unter: doi:10.1590/S1516-14392012005000178
- SHAERI, M.H., M. SHAERI, M. EBRAHIMI, M.T. SALEHI und S.H. SEYYEDEIN, 2016. Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy [online]. *Progress in Natural Science: Materials International*, **26**(2), 182-191. ISSN 10020071. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.pnsc.2016.03.003
- SHAERI, M.H., M.T. SALEHI, S.H. SEYYEDEIN, M.R. ABUTALEBI und J.K. PARK, 2014. Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment [online]. *Materials & Design*, **57**(4), 250-257. ISSN 02613069. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2014.01.008
- SHERBY, O.D. und J. WADSWORTH, 1989. Superplasticity-Recent Advances and Future Directions. *Progress in Materials Science*, **33**, 169-221. Progress in Materials Science.
- SIGVANT, M., K. MATTIASSON, H. VEGTER und P. THILDERKVIST, 2009. A viscous pressure bulge test for the determination of a plastic hardening curve and equibiaxial material data [online]. *International Journal of Material Forming*, **2**(4), 235-242. ISSN 1960-6206. Verfügbar unter: doi:10.1007/s12289-009-0407-y
- SKLENIČKA, V., P. KRÁL, L. ILUCOVÁ, I. SAXL, J. DVOŘÁK und M. SVOBODA, 2006. Inhomogeneity of Microstructure and Creep of ECAP Aluminium [online]. *Materials Science Forum*, **503-504**, 245-250. Materials Science Forum. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.245
- SKROTZKI, W., 2019. Deformation Heterogeneities in Equal Channel Angular Pressing [online]. *MATERIALS TRANSACTIONS*, **60**(7), 1331-1343. ISSN 1345-9678. Verfügbar unter: doi:10.2320/matertrans.MF201926
- SPIEB, L., G. TEICHERT, R. SCHWARZER, H. BEHNKEN und C. GENZEL, 2019. *Moderne Röntgenbeugung*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN 978-3-8348-1219-3.
- STOLYAROV, V.V. und R. LAPOVOK, 2004. Effect of backpressure on structure and properties of AA5083 alloy processed by ECAP [online]. *Journal of Alloys and Compounds*, **378**(1-2), 233-236. ISSN 09258388. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jallcom.2003.10.084
- SUH, J., J. VICTORIA-HERNANDEZ, D. LETZIG, R. GOLLE, S. YI, J. BOHLEN und W. VOLK, 2015. Improvement in cold formability of AZ31 magnesium alloy sheets processed by equal channel angular pressing [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, **217**(3), 286-293. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.11.029
- SWIFT, H.W., 1952. Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **1**, 1-18. Journal of the Mechanics and Physics of Solids.
- TAYLOR, G.I. und H. QUINNEY, 1934. The latent energy remaining in a metal after cold working [online]. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, **143**(849), 307-326. ISSN 0950-1207. Verfügbar unter: doi:10.1098/rspa.1934.0004
- TEKKAYA, A.E. und K. LANGE, 2000. An Improved Relationship between Vickers Hardness and Yield Stress for Cold Formed Materials and its Experimental Verification [online]. *CIRP Annals*, **49**(1), 205-208. ISSN 00078506. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0007-8506(07)62929-1
- TESTO AG, 2006. *Leitfaden zur Infrarot-Messtechnik* [online] [Zugriff am: 7. Februar 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.kometec.de/shop/pdf/fibelinfrarot.pdf>

- THERMCONCEPT, 2023. *Datenblatt Laborkammerofen KLS 10/12* [online] [Zugriff am: 17. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://www.thermconcept.com/virthos.php?168>
- TOROS, S., F. OZTURK und I. KACAR, 2008. Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, **207**(1-3), 1-12. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.03.057
- TRIMET, 2023. *trimal(R) -52* [online]. *Legierung für Crash-Anwendungen mit höchster Festigkeit und bestem Deformationsvermögen* [Zugriff am: 15. März 2023Uhr]. Verfügbar unter: https://www.trimet.eu/fileadmin/downloads/de/trimal-produktblaetter/produktblatt_trimal-52_ASI_2021.pdf
- US GEOLOGICAL SURVEY, 2022. *Weltweite Produktionsmenge von Aluminium im Zeitraum 2010 bis 2021* [online] [Zugriff am: 2. Februar 2023Uhr]. Verfügbar unter: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/1357744/umfrage/globale-huettenproduktion-von-aluminium/>
- UTSUNOMIYA, H., Y. SAITO, H. SUZUKI und T. SAKAI. Development of the continuous shear deformation process.
- V. MISES, R., 1913. Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen*, 582-592. Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen.
- VALIEV, R.Z., A.V. KORZNIKOV und R.R. MULYUKOV, 1993. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **168**(2), 141-148. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/0921-5093(93)90717-S
- VALIEV, R.Z., R.K. ISLAMGALIEV und I.V. ALEXANDROV, 2000. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, **45**, 103-189. Progress in Materials Science.
- VALIEV, R.Z., Y. IVANISENKO, E.F. RAUCH und B. BAUDELET, 1996. Structure and deformation behaviour of Armco iron subjected to severe plastic deformation [online]. *Acta Materialia*, **44**(12), 4705-4712. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1359-6454(96)00156-5
- VAN DEN BEUKEL, A., 1975. Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties [online]. *Physica Status Solidi (a)*, **30**(1), 197-206. ISSN 00318965. Verfügbar unter: doi:10.1002/pssa.2210300120
- VDI/VDE 3511, Blatt 4,2011, *Technische Temperaturmessung*: Verein Deutscher Ingenieure.
- VDI/VDE 3511, Blatt 4.4,2005, *Technische Temperaturmessung*: Verein Deutscher Ingenieure.
- VITZTHUM, S., C. HARTMANN, M. EDER und W. VOLK, 2019. Temperature-based determination of the onset of yielding using a new clip-on device for tensile tests [online]. *Procedia Manufacturing*, **29**, 490-497. ISSN 23519789. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.promfg.2019.02.166
- VITZTHUM, S., J. REBELO KORNMEIER, M. HOFMANN, M. GRUBER, E. MAAWAD, A.C. BATISTA, C. HARTMANN und W. VOLK, 2022a. In-situ analysis of the thermoelastic effect and its relation to the onset of yielding of low carbon steel [online]. *Materials & Design*, **219**, 110753. ISSN 02613069. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2022.110753

- VITZTHUM, S., J.R. KORNMEIER, M. HOFMANN, M. GRUBER, R. NORZ, E. MAAWAD, J. MENDIGUREN und W. VOLK, 2022b. In-situ analysis of the elastic-plastic characteristics of high strength dual-phase steel [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **857**, 144097. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2022.144097
- VOCE, E., 1948. The relation between the stress and strain for homogeneous deformation [online]. *Journal of the Institute of Metals*, (74), 537-562. Journal of the Institute of Metals. Verfügbar unter: https://scholar.google.com/scholar_lookup?title=The%20relation%20between%20the%20stress%20and%20strain%20for%20homogeneous%20deformation&author=E.%20Voce&publication_year=1948&pages=537-562
- VOGT, S., M. THALMEIER, D. RILL, W. VOLK und J. KINDERSBERGER, 2013. High voltage aluminium connector (LEIKO). *Conference on Future Automotive Technology*, 1-4. Conference on Future Automotive Technology.
- VOLLERTSEN, F., D. BIERMANN, H.N. HANSEN, I.S. JAWAHIR und K. KUZMAN, 2009. Size effects in manufacturing of metallic components [online]. *CIRP Annals*, **58**(2), 566-587. ISSN 00078506. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.cirp.2009.09.002
- WAGSTAFF, S.R., 2018. The Impact of Recycling on the Mechanical Properties of 6XXX Series Aluminum Alloys [online]. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, **11**(4), 409-418. ISSN 1999494X. Verfügbar unter: doi:10.17516/1999-494X-0063
- WEERTMAN, J., 1957. Steady-State Creep of Crystals [online]. *Journal of Applied Physics*, **28**(10), 1185-1189. ISSN 0021-8979. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1722604
- WEN, C.-D. und I. MUDAWAR, 2005. Emissivity characteristics of polished aluminum alloy surfaces and assessment of multispectral radiation thermometry (MRT) emissivity models [online]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, **48**(7), 1316-1329. ISSN 00179310. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2004.10.003
- WILLIAMSON, G. und W. HALL, 1953. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram [online]. *Acta Metallurgica*, **1**(1), 22-31. Acta Metallurgica. Verfügbar unter: doi:10.1016/0001-6160(53)90006-6
- WILLIAMSON, G.K. und R.E. SMALLMAN, 1956. III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum [online]. *Philosophical Magazine*, **1**(1), 34-46. ISSN 0031-8086. Verfügbar unter: doi:10.1080/14786435608238074
- WINKLHOFER, J., 2011. *Prozesssimulation des Tiefziehens von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen*. PhD Thesis. Graz.
- XU, C. und T.G. LANGDON, 2007. The development of hardness homogeneity in aluminum and an aluminum alloy processed by ECAP [online]. *Journal of Materials Science*, **42**(5), 1542-1550. ISSN 0022-2461. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10853-006-0899-5
- Y. IWAHASHI, Z. HORITA, M. NEMOTO und T.G. LANGDON, 1998. The process of grain refinement in equal-channel angular pressing, (*Acta Mater.* 46), 3317-3331.
- YAN, Q., B. SONG und Y. SHI, 2020. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting [online]. *Journal of Materials Science & Technology*, **41**, 199-208. ISSN 10050302. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmst.2019.08.049

- YILMAZ, A., 2011. The Portevin–Le Chatelier effect: a review of experimental findings [online]. *Science and Technology of Advanced Materials*, **12**(6), 63001. ISSN 1468-6996. Verfügbar unter: doi:10.1088/1468-6996/12/6/063001
- YIN, Q., B. ZILLMANN, S. SUTTNER, G. GERSTEIN, M. BIASUTTI, A.E. TEKKAYA, M.F.-X. WAGNER, M. MERKLEIN, M. SCHAPER, T. HALLE und A. BROSIUS, 2014. An experimental and numerical investigation of different shear test configurations for sheet metal characterization [online]. *International Journal of Solids and Structures*, **51**(5), 1066-1074. ISSN 00207683. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijsolstr.2013.12.006
- YU, C.Y., P.W. KAO und C.P. CHANG, 2005. Transition of tensile deformation behaviors in ultrafine-grained aluminum [online]. *Acta Materialia*, **53**(15), 4019-4028. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2005.05.005
- ZAERA, R., J.A. RODRÍGUEZ-MARTÍNEZ und D. RITTEL, 2013. On the Taylor–Quinney coefficient in dynamically phase transforming materials. Application to 304 stainless steel [online]. *International Journal of Plasticity*, **40**, 185-201. ISSN 07496419. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijplas.2012.08.003
- ZHANG, C., L. LEOTOING, D. GUINES und E. RAGNEAU, 2009. Theoretical and numerical study of strain rate influence on AA5083 formability [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, **209**(8), 3849-3858. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.09.003
- ZHAO, Y. und J. ZHANG, 2008. Microstrain and grain-size analysis from diffraction peak width and graphical derivation of high-pressure thermomechanics [online]. *Journal of Applied Crystallography*, **41**(6), 1095-1108. *Journal of Applied Crystallography*. Verfügbar unter: doi:10.1107/S0021889808031762
- ZHAO, Y.H., J.F. BINGERT, T.D. TOPPING, P.L. SUN, X.Z. LIAO, Y.T. ZHU und E.J. LAVERNIA, 2020. Mechanical behavior, deformation mechanism and microstructure evolutions of ultrafine-grained Al during recovery via annealing [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **772**, 138706. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2019.138706
- ZHAO, Y.H., X.Z. LIAO, S. CHENG, E. MA und Y.T. ZHU, 2006. Simultaneously Increasing the Ductility and Strength of Nanostructured Alloys [online]. *Advanced Materials*, **18**(17), 2280-2283. ISSN 0935-9648. Verfügbar unter: doi:10.1002/adma.200600310
- ZHONG, Z.Y., 2015. *In Situ Tensile Investigations on AA 7020-T6 Using Synchrotron Diffraction for Texture, Lattice Strain and Defect Density Studies*. PhD thesis. Clausthal.
- ZHONG, Z.Y., H.-G. BROKMEIER, W.M. GAN, E. MAAWAD, B. SCHWEBKE und N. SCHELL, 2015. Dislocation density evolution of AA 7020-T6 investigated by in-situ synchrotron diffraction under tensile load [online]. *Materials Characterization*, **108**, 124-131. ISSN 10445803. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2015.09.004
- ZISMAN, A.A., V.V. RYBIN, S. VAN BOXEL, M. SEEFELDT und B. VERLINDEN, 2006. Equal channel angular drawing of aluminium sheet [online]. *Materials Science and Engineering: A*, **427**(1-2), 123-129. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2006.04.007

D. Anhang

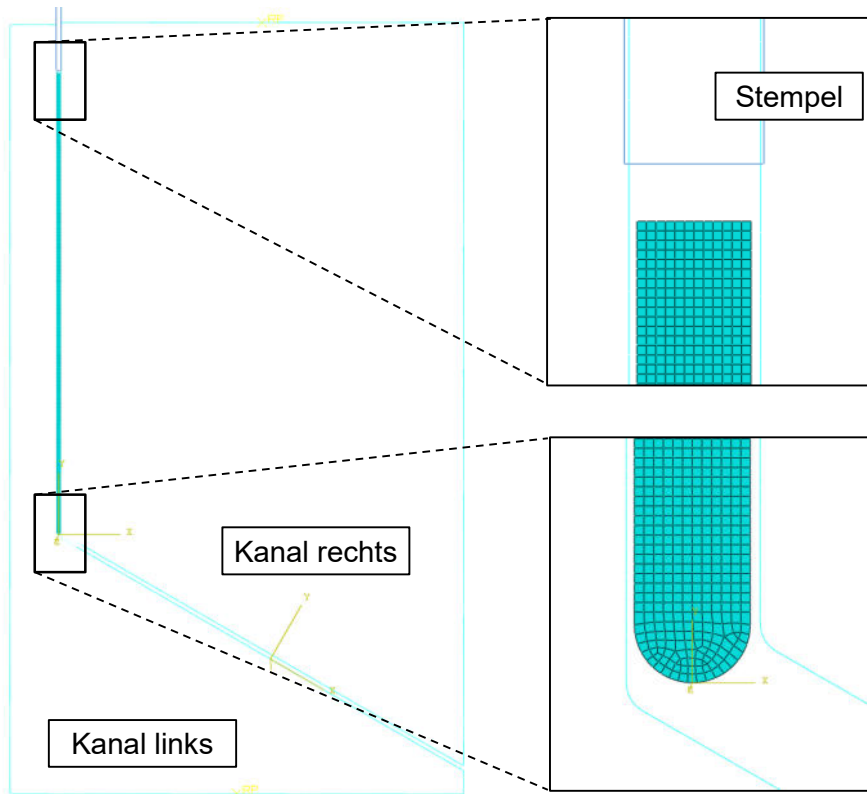
Anhang 1: Einstellungen der Aramissoftware

Parameter	RT	250 °C
Facettengröße [px]	19	29
Facettenabstand [px]	16	18
Bildauflösung [px/mm]	~20.2	~18.5
Grundrauschen der plastischen Dehnung [-]	0.0005	0.0025
Interpolationsgröße	0	1 - 5
Berechnungsmethode	“More points“	“More points“
Facettenzuordnung	Startstufe	Vorherige Stufe

Anhang 2: Logistik- und Platzgründe ermöglichen keine Mitnahme der ZwickRoell ZT150 Anlage



Anhang 3: Aufbau des Simulationsmodells



Dissertationen des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen, Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

- 01 *Felix Zimmermann*
Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in PHS-Bauteilen durch Anlassen mittels Flamme;
2014; ISBN: 978-3-95884-007-2
- 02 *Christopher Joseph Thoma*
Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit in der Prozesskette Druckguss;
2015; ISBN: 978-3-73699-009-8
- 03 *Joung Sik Suh*
Verbesserung der Kaltumformbarkeit von AZ31 Mg-Blech durch Equal Channel Angular Pressing (ECAP);
2015; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20151215-1271570-1-8>
- 04 *Robert Ramakrishnan*
3-D-Drucken mit einem anorganischen Formstoffsystem;
2016; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20160129-1276474-1-5>
- 05 *Patrick Saal*
Quantitative Phasenanalyse von ausferritischem Gusseisen mithilfe der Neutronendiffraktometrie;
2017; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20170125-1304161-1-8>
- 06 *Peter Sachnik*
Methodik für gratfreie Schnittflächen beim Scherschneiden;
2017; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20160406-1304184-1-8>
- 07 *Thomas Martin Kopp*
Einfluss der Werkzeugsteifigkeit auf Scherschneidprozess und Werkzeugverschleiß beim offenen Schnitt;
2017; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20170426-1327352-1-7>
- 08 *Simon Josef Maier*
Inline-Qualitätsprüfung im Presswerk durch intelligente Nachfolgewerkzeuge
2018; ISBN: 978-3-95884-004-1
- 09 *David Jocham*
Bestimmung der lokalen Einschnürung nach linearer und nichtlinearer Umformhistorie sowie Ermittlung dehnungs- und geschwindigkeitsabhängiger Materialkennwerte;
2018; ISBN: 978-3-95884-012-6

- 33 *Thomas Greß*
Vertical Continuous Compound Casting of Copper Aluminium Semi-Finished Products – Design of a Resource-Efficient Production Technology for the Formation of Metallurgically Bonded Bilayer Parts;
2021; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20210721-1579499-1-7>
- 34 *Jens-Michael Stahl*
Residual stresses induced by shear cutting – Targeted use for manufacturing functional surfaces with an improved fatigue behavior;
2021; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20210802-1593943-1-2>
- 35 *Florian Ettemeyer*
Charakterisierung des Entkernverhaltens anorganisch gebundener Sand-Binder-Systeme;
2021; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20211011-1601398-1-3>
- 36 *Lucas Schulte-Vorwick*
In-Line-Richten von Fahrzeugstrukturteilen aus Leichtmetalldruckguss;
2021; ISBN: 978-3-95884-075-1
- 37 *Martin Günther Landesberger*
Characterization and Design of Enhanced Ductile Irons;
2022; ISBN: 978-3-9820746-9-6
- 38 *Nikolas Viktor Beulich*
Entwicklung einer Methodik zur Auslegung und Absicherung des Freiformbiegens mit bewegter Matrize für dreidimensionale Biegegeometrien;
2022; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20221219-1652106-1-5>
- 39 *Philipp Maximilian Tröber*
Adhäsionsentstehung beim Scherschneiden und Tiefziehen unter Berücksichtigung von Temperatur und thermoelektrischen Strömen;
2023; URN: <http://nbn-resolving.de/urn/resolver.pl?urn:nbn:de:bvb:91-diss-20230130-1688200-1-4>
- 40 *Matthias Eder*
Validierung von Materialmodellen – Der MUC-Test als Methodik zur Qualifizierung von Materialmodellen für Blechwerkstoffe;
2023; ISBN: 978-3-9820746-8-9
- 41 *Simon Josef Vitzthum*
In-situ Analysis of Elastic-Plastic Characteristics of Steel Sheets;
2023; ISBN: 978-3-9820746-7-2
- 42 *Patricia Erhard*
Slurry-based 3D printing of ceramic casting cores;
2023; ISBN 978-3-9820746-6-5

- 43 *Mario Claudio Senff*
Hybride Strukturbauteile für die Karosserie – Fügen von Aluminiumguss und Stahl durch Verbundgießen und Rührreibschweißen;
2024; ISBN 978-3-9820746-4-1
- 44 *Fabian Constantin Dobmeier*
Künstliche Intelligenz im Gießereiwesen – Stufenmodell und Einführungsmethode für Anwendungen in der Qualitätssicherung;
2024; ISBN 978-3-9820746-5-8
- 45 *Daniel Maier*
Eigenschaftsflexibles Freiformbiegen mit bewegter Matrize;
2024; ISBN 978-3-911206-00-6
- 46 *Christoph Hartmann*
Removing stair steps by the use of local variation of binder concentration to achieve Near Net Shape 3D printing;
2024; ISBN 978-3-911206-02-0
- 47 *Maximilian Gruber*
Equal-Channel Angular Pressing für industriell anwendbare Aluminiumblechwerkstoffe;
2024; ISBN 978-3-911206-01-3
- 48 *Roman Norz*
The Loading Direction and its Effects on the Material Behaviour of Sheet Metals;
2024; ISBN 978-3-911206-03-7