

Untersuchungen zum mechanischen Verhalten von Aluminium/Magnesium-Werkstoffverbunden und deren Grenzschicht bei der weiteren Umformung

Von der Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Chemnitz
genehmigte

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades
Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)

vorgelegt

von Dipl.-Ing. Carola Kirbach

eingereicht am 12.03.2019

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Jörn Ihlemann

Prof. Dr.-Ing. habil. Dipl.-Math. Birgit Awiszus

Tag der Verteidigung: 23. August 2019

Für Alex, Hannah und meinen Vater.

Kirbach, geb. Brämer, Carola

Untersuchungen zum mechanischen Verhalten von Aluminium/Magnesium-Werkstoffverbunden und deren Grenzschicht bei der weiteren Umformung

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz, Institut für Mechanik und Thermodynamik, Chemnitz, 2019

131 Seiten
117 Abbildungen
17 Tabellen
112 Literaturzitate

Referat

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Grenzschichtverhalten von Aluminium-Magnesium-Werkstoffverbunden während der Weiterverarbeitung durch Warmumformverfahren. Die Herstellung der Verbunde erfolgt mittels hydrostatischem Strangpressen, was zu einer stoffschlüssigen Verbindung in Form von intermetallischen Phasen führt. Während der weiteren Umformung zerbricht diese Grenzschicht in Fragmente ohne die stoffschlüssige Verbindung zu den Grundwerkstoffen aufzugeben. Die Auswirkungen dieser Fragmentierung auf die Grenzschichtfestigkeit wird mittels verschiedener Biegeversuche untersucht. Eine Eigenspannungsanalyse basierend auf dem Bohrlochverfahren und einer speziellen numerischen Auswertemethode ist ebenfalls Bestandteil dieser Arbeit. Es folgt die Aufstellung eines Fragmentierungskriteriums, das die kritische Streckung für das Einsetzen der Grenzschichtfragmentierung anzeigt. Grundlage bildet eine Vielzahl von Rinnenstauchversuchen mit einer neu entwickelten Probenform. Die nach der Fragmentierung zu beobachtende Grenzschichtkinematik wird mittels numerischer Simulation nachempfunden und so Beanspruchungszustände auf mikroskopischer Ebene zugänglich gemacht.

Schlagworte

Aluminium, Magnesium, Verbund, Strangpressen, Gesenkschmieden, Eigenspannungsanalyse, Grenzschichtfestigkeit, Fragmentierungskriterium, Rinnenstauchversuch, Grenzschichtkinematik

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin an der Professur Festkörpermechanik des Institutes für Mechanik und Thermodynamik der Technischen Universität Chemnitz. Die Grundlage dafür bildet die Bearbeitung des Teilprojektes B3 des Sonderforschungsbereiches SFB 692.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Jörn Ihlemann für die Unterstützung und Anregungen sowie die angenehme Arbeitsatmosphäre an seiner Professur. Für sein großes Engagement und die fachlichen Hinweise möchte ich Herrn PD Dr.-Ing. habil. Martin Stockmann danken, der meine Arbeit über den gesamten Zeitraum begleitet hat. Er hat wesentlich zum erfolgreichen Abschluss der Arbeit beigetragen. Weiterhin möchte ich Frau Prof. Awiszus für das Interesse an meiner Arbeit, die Übernahme des Zweitgutachtens und die damit verbundene Arbeit meinen Dank aussprechen.

Weiterhin möchte ich mich bei all meinen Kollegen bedanken, die mich durch die privat und beruflich teilweise sehr schwierige Zeit begleitet haben. Insbesondere die Kollegen der experimentellen Mechanik sind hier zu erwähnen.

Des Weiteren möchte ich meiner Großmutter dafür danken, dass sie meine Arbeit Korrektur gelesen hat. Mein Mann Marcus hat mir vor allem in der Vorbereitungszeit der Verteidigung den Rücken frei gehalten und unserer Tochter diese für die Familie stressige Zeit so angenehm wie möglich gemacht.

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen, Symbole und Abkürzungen	XI
1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	3
2.1 Herstellung der Halbzeuge	3
2.2 Eigenschaften der Aluminium-Magnesium-Halbzeuge	5
2.2.1 Grenzschichtbeschaffenheit	5
2.2.2 Eigenspannungen	6
2.2.3 Festigkeit der Grenzschicht	7
2.2.4 Bruchmechanische Kennwerte der Grenzschicht	9
2.3 Halbzeugumformung	10
2.4 Schädigungskriterien	14
3 Aufgabenstellung	19
4 Werkstoffkenndaten der Einzelwerkstoffe	21
4.1 Experimenteller Aufbau und Versuchsdurchführung	21
4.1.1 Temperaturfeld	23
4.1.2 Dehnungsmessung	24
4.2 Versuchsprogramm	26
4.3 Ergebnisse	26
4.3.1 AA6082	27
4.3.2 AZ31	28
5 Verbundeigenschaften nach der Umformung des stranggepressten Halbzeugs	31
5.1 Umformverfahren und -vorrichtung	31
5.1.1 Stauchversuch nach Rastegaev	32
5.1.2 Gesenkschmieden	33
5.2 Eigenspannungszustand	36
5.2.1 Versuchsaufbau und -durchführung	36
5.2.2 Auswertemethode	39
5.2.3 Ergebnisse	43
5.3 Grenzschichtfestigkeit	46
5.3.1 Vorüberlegungen bezüglich der Körnerstruktur der Grenzschicht	46
5.3.2 Grenzschichtbeschaffenheit	51
5.3.3 Biegeproben	55

5.3.4	Biegevorrichtungen	58
5.3.5	Versuchsplan	64
5.3.6	Auswertungsmethode	66
5.3.7	Ergebnisse	73
6	Fragmentierung der Grenzschicht als Schädigungskriterium	77
6.1	Rinnenstauchversuch	77
6.1.1	Versuchsaufbau und Probenform	78
6.1.2	Versuchsplan und -durchführung	79
6.1.3	Auswertung	80
6.2	Fragmentierungskriterium	90
6.3	Verifizierung mit Zwischenzuständen	92
6.4	Verifizierung mittels Bimetall-Zugversuchen	93
6.4.1	Versuchsaufbau und Probenform	93
6.4.2	Versuchsplan und -durchführung	94
6.4.3	Metallografische Ergebnisse	95
6.4.4	Ergebnisse Deformationsanalyse	95
6.4.5	Anwendung des Fragmentierungskriteriums	100
7	Analyse der Grenzschichtkinematik & -beanspruchung nach der Fragmentierung	103
7.1	Prozessparameter	103
7.2	Ergebnisse	106
8	Zusammenfassung und Ausblick	111
8.1	Ergebnisse der Arbeit	111
8.2	Weitere Forschungsansätze	113
	Literaturverzeichnis	115
	Abbildungsverzeichnis	127
	Tabellenverzeichnis	131

Formelzeichen, Symbole und Abkürzungen

Abkürzungen

Symbol	Beschreibung
AL	Aluminium
AMC	Al-Matrix-Composite
BT	Biegetheorie
BV	Biegevorrichtung
CAD	Computer-Aided-Design (englisch)
CT	Computertomografie
DMS	Dehnungsmessstreifen
E-MODUL	Elastizitätsmodul
FEM	Finite-Elemente-Methode (auch FE als Abkürzung für Finite-Elemente)
GS	Grenzschicht
IPF	Inverse Polfiguren
L	Links
LS	Längsschliff
M	Masterfläche
MG	Magnesium
PRB	Periodische Randbedingungen
QS	Querschliff
R	Rechts
RP	Pilotknoten
RVE	Repräsentatives Volumenelement
S	Slavefläche
SA	Strangabschnitt
SFB	Sonderforschungsbereich
STL	Stereolithografie (Dateiformat)

Skalare und Vektoren

Symbol	Beschreibung
A_R	Seitenverhältnis des Korn
A_0	Ausgangsfläche
α_{th}	Thermische Ausdehnungskoeffizient
b	Breite
D_{krit}	Schädigungswert
d	Grenzschichtdicke
d_{Grain}	Korndurchmesser
d_{Kern}	Außendurchmesser Kern
d_{Mantel}	Außendurchmesser Mantel
d_{max}	Hauptachse Ellipse

d_{\min}	Nebenachse Ellipse
Δ	Differenz
δ_0	Abstand der Grenzschichtknoten vor der Umformung
δ_1	Abstand der Grenzschichtknoten nach der Umformung
ε_F	Durchschnittliche Dehnung der Grenzschicht
ε_1^G	Greensche Längsdehnung
ε_q^G	Greensche Querdehnung
ε_V^{Pl}	Plastische Vergleichsdehnung
ε_{xy}	Scherverzerrung x-y-Ebene, Nebendiagonalelemente von \underline{U}
ε_{xz}	Scherverzerrung x-z-Ebene, Nebendiagonalelemente von \underline{U}
F	Kraft
F_B	Kraft bei Bruch
f	Porenvolumen
h	Höhe
i	Freiheitsgrad
K_{Dicke}	Korrekturfaktor Biegespannungsberechnung Wärmebehandlung
K_{Leh}	Korrekturfaktor Biegespannungsberechnung Lehmann
$K_{fr,St}$	Korrekturfaktor Biegespannungsberechnung freies Stauchen
$K_{Steigen}$	Korrekturfaktor Biegespannungsberechnung Steigen
l	Hebelarm
l_G^F	Gesamtlänge der Fragmente
l_G^Z	Gesamtlänge der Zwischenräume
l_i^F	Länge i-tes Fragment
l_i^Z	Länge i-ter Zwischenraum
l_0	Ausgangslänge
Δl	Längenänderung
λ	Streckung
λ_{krit}	Kritische Grenzschichtstreckung für die Fragmentierung
M_b	Biegemoment
μ	Reibkoeffizient der Coulomb-Reibung
ν	Querkontraktionszahl
q_0	Mechanischer Zustand des Materials (z.B. $\underline{\sigma}$ oder \underline{H})
P_i	i-ter Eckpunkt des Kornes
P_n	Festigkeitskenngrößen des Materials
p_i	Koeffizienten Approximationsgleichung
p	Druck
p^Z	Prozentualer Anteil der Zwischenräume an der Grenzschicht
r	Radius - Koordinate
s_{Exz}	Achsversatz Kern
s	Profilkoordinate
σ	Spannung
σ_{BT}	Normalspannung nach der linearen Biegetheorie

σ_{GS}	Grenzschichtfestigkeit
$\sigma_{GS,Br}$	Grenzschichtfestigkeit nach dem Breiten
$\sigma_{GS,Dicke}$	Grenzschichtfestigkeit nach der Wärmebehandlung
$\sigma_{GS,frSt}$	Grenzschichtfestigkeit nach dem freien Stauchen
$\sigma_{GS,Steigen}$	Grenzschichtfestigkeit nach dem Steigen
$\sigma_{F,RT}$	Fließspannung bei Raumtemperatur
σ_W	Wahre Spannung
σ_x	Spannung in x -Richtung, Normalspannung
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptspannungen
t	Zeit
t_W	Wulsttiefe
T	Temperatur
τ_{max}	maximale Schubspannung
u_W	Wulstbreite
u	Verschiebung, verschiedene Indizes
\underline{u}	Verschiebungsvektor
φ	Winkel - Koordinate
φ_V	Vergleichsdehnung
$\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$	Hauptdehnungen
$\dot{\varphi}$	Dehnungsgeschwindigkeit
x_{GS}	Position Grenzschicht
x_o	Position der Lager oben
x_u	Position der Lager unten
\underline{x}	Positionsvektor
y	y - Koordinate
z	Radius - Koordinate

Tensoren sowie deren Produkte

Symbol	Beschreibung
$\underline{\underline{\epsilon}}^{pl}$	Plastischer Anteil des Greenschen Verzerrungstensors
$\underline{\underline{F}}^*$	Durchschnittlicher Deformationsgradient
$\underline{\underline{H}}$	Lagrangescher Hencky-Tensor
$\underline{\underline{H}}^*$	Durchschnittlichen Verschiebungsgradient
$\underline{\underline{I}}$	Einheitstensor
$\underline{\underline{\sigma}}$	Cauchy-Spannungstensor
$\underline{\underline{U}}$	Rechter Strecktensor
$\cdot \cdot$	Doppeltes Punktprodukt (es gilt $\underline{\underline{X}} \cdot \cdot \underline{\underline{Y}} = X_{ab} Y_{ba}$)

1 Einleitung

Alle aluminiumbasierten Leichtbauwerkstoffe haben gemein, dass sie aufgrund ihrer geringen Dichte bei gleichzeitig hoher Festigkeit dem Bedarf nach ressourcenschonenden Alternativen in der Metallindustrie entsprechen. Metalle sind genauso wie z. B. Energieträger die Basis jeden Wirtschaftens und stellen daher einen entscheidenden Produktionsfaktor dar. Der sparsame Umgang mit diesen natürlichen Ressourcen ist wichtig. Hiermit untrennbar verknüpft ist der Vorteil für die Umwelt. Ein geringerer Abbau fossiler Energieträger und anderer Rohstoffe führt zu weniger Emissionen, Abfall und Umweltfolgeschäden.

Ein Beispiel für die gelungene Realisierung von Ressourceneinsparung ist ein innovatives Fertigungsverfahren für die Herstellung großer Feingussprodukte aus Titan und Aluminiumlegierungen, die u. a. in der Luftfahrtindustrie Verwendung finden. Es lassen sich 80 % des Materials und 75 % der Energie je Kilogramm Titan Fertigteile einsparen [1]. Ein weiteres Beispiel besteht in der Verwendung der Magnesiumknetlegierung AZ31 für die Herstellung von Autotüren [2]. Magnesium bietet bei einer Dichte von $1,74 \text{ g/cm}^3$ und gleichzeitig hoher spezifischer Festigkeit ausgezeichnete Leichtbaueigenschaften, die denen des Aluminiums (Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$) überlegen sind. Einen zusätzlichen Vorteil von Magnesium stellt die gute Verfügbarkeit und Möglichkeit des Recyclings dar, was einen nachhaltigen Werkstoffeinsatz erlaubt. Dennoch bleibt der Einsatz von Magnesium im Automobilbau bisher zurückhaltend. Ein wesentlicher Nachteil des Magnesiums ist die geringe Korrosionsbeständigkeit. Dieser Nachteil lässt sich durch Ummantelung mit Aluminium beseitigen. Dieser Ansatz ist Teil der Forschungsarbeiten im Sonderforschungsbereich 692.

Der Sonderforschungsbereich (SFB) 692 der Technischen Universität Chemnitz, in dessen Rahmen diese Arbeit entstand, trägt den Titel "Hochfeste aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe für Sicherheitsbauteile (Werkstoffe, Technologien, Prozessgestaltung)". Dieser SFB beschäftigte sich von 2006 bis 2017 mit dem Potenzial aluminiumbasierter Leichtbauwerkstoffe. Im Mittelpunkt dabei standen vor allem drei Gruppen neuartiger Leichtbauwerkstoffe:

- hochfeste Aluminiumknetlegierungen, die durch eine extreme Kornfeinung eine bisher nicht erreichte Kombination aus Festigkeit und Duktilität aufweisen,
- partikelverstärkte Al-Matrix-Composite (AMCs), die speziell für Anwendungen bei erhöhten Temperaturen entwickelt wurden,
- aluminiumummanteltes Magnesium, das die deutliche Gewichtsreduktion durch den Einsatz von Magnesium mit der hohen Korrosionsbeständigkeit des Aluminiums kombiniert.

Um diesen Korrosionsschutz während der Bauteilfertigung aufrechtzuerhalten, darf das Aluminium-Magnesium-Halbzeug nur durch umformende Verfahren bearbeitet werden, was sich für einen ressourcenschonenden Produktionsprozess ebenfalls empfiehlt.

Zur vollständigen Potenzialbewertung des mit Aluminium ummantelten Magnesiums wurden der Herstellungsprozess des Halbzeugs [3] sowie die Eigenschaften der Grenzschicht zwischen den beiden Grundwerkstoffen [4] untersucht. Eine Zusammenfassung der Erkenntnisse findet sich in Kapitel 2 dieser Arbeit. Untersuchungen des Umformverhaltens [5] stehen jedoch noch am Anfang und weisen noch viele offene Fragen auf.

Die daraus abgeleitete Aufgabenstellung ist Inhalt des 3. Kapitels. Ziel ist, die Auswirkungen verschiedener Umformverfahren, wie das Steigen, Breiten und Stauchen, auf die Beschaffenheit und die Festigkeit der Grenzschicht zu bestimmen. Die nach der Umformung veränderte Geometrie der Verbunde macht es notwendig, bestehende Vorrichtungen zur Ermittlung der Grenzschichtfestigkeit mittels Biegeversuchen zu überarbeiten oder neue zu entwickeln. In diesem Zusammenhang tritt auch der Eigenspannungszustand der weiterverarbeiteten Halbzeuge in den Fokus. Die Messung der Eigenspannungen erfolgt beispielhaft an Rastegaev-Stauchproben mithilfe des Bohrlochverfahrens und einer auf FE-Simulationen gestützten Auswertungsmethode. Diese umfasst u. a. die numerische Nachbildung des Rastegaev-Stauchversuches, wozu das Fließverhalten der Einzelwerkstoffe bei 300 °C bekannt sein muss. Der Aufgabenstellung schließt sich daher zunächst das 4. Kapitel über die Werkstoffkenndaten der Einzelwerkstoffe an. Das 5. Kapitel befasst sich mit den beschriebenen Untersuchungen hinsichtlich Eigenspannungszustand und Grenzschichtfestigkeit des weiterverarbeiteten Verbundes.

Neben den Auswirkungen der dort dokumentierten Grenzschichtfragmentierung auf die Festigkeit interessiert die Vorhersage dieser Fragmentierung zu diesem Zweck wird ein neuartiges Fragmentierungskriterium auf Basis einer kritischen Streckung in Abhängigkeit der Grenzschichtdicke und der Streckungsrate erarbeitet. Grundlage hierfür bildet ein Experiment, der sogenannte Rinnenstauchversuch in Verbindung mit einer neu entwickelten Probenform, der einen zweidimensionalen Verzerrungszustand hervorruft. Ebenfalls Bestandteil des 6. Kapitels ist die Verifizierung dieses Fragmentierungskriteriums anhand von Bimetall-Zugproben. Diese weisen die Besonderheit auf, dass durch diese nicht nur die Grundwerkstoffe, sondern auch die Grenzschicht durch eine einachsige Zugbelastung umgeformt werden kann.

Eine weitere interessante Fragestellung bezüglich der Grenzschichtfragmentierung ist das Fließverhalten auf mikroskopischer Ebene während der Fragmentierung. Da die Umformung des Verbundes bei Temperaturen von mindestens 225 °C stattfinden muss, um zusätzliche Gleitebenen im Magnesium zu aktivieren, ist ein experimenteller Zugang hier nicht möglich. Die Fragmentierung kann nicht direkt während der Umformung unter dem Mikroskop beobachtet werden. Es bleibt nur die Möglichkeit der Simulation der Fragmentbewegung, was Bestandteil von Kapitel 7 ist.

Die Zusammenfassung der Ergebnisse in Kapitel 8 schließt die Arbeit ab und liefert Ansatzmöglichkeiten für weitere Forschungsarbeiten.

2 Kenntnisstand

In diesem Kapitel findet sich eine Zusammenfassung der bisherigen Erkenntnisse bezüglich der Herstellung von Aluminium-Magnesium-Werkstoffverbunden, der Eigenschaften dieser Verbunde sowie deren weiterer Umformung durch Gesenkschmieden. Am Ende des Kapitels findet sich eine Übersicht über etablierte Schädigungskriterien, die in Bezug auf das Gesenkschmieden derartiger Verbunde von Bedeutung sind.

2.1 Herstellung der Halbzeuge

Werkstoffverbunde zeichnen sich durch stoffschlüssig miteinander verbundene makroskopische Einzelwerkstoffe aus. Bei der Kombination von Aluminium und Magnesium lässt sich die Bindung u. a. durch Strangpressen [3, 6, 7], Schweißen [8, 9], Querfließpressen [10] und Gießen [11] herstellen. Das Strangpressen zählt laut DIN-Norm 8582 [12], Abbildung 2.1, zu den Verfahren des Durchdrückens (DIN-Norm 8583 [13]) und dient der Herstellung von Halbzeugen in Form von langen Strängen unterschiedlichen Querschnitts. Es eignet sich insbesondere aufgrund der fehlenden Beeinträchtigung des Werkstoffgefüges durch Poren- oder Grobkornbildung [14] für die Herstellung hybrider Verbunde. Die Diffusionsprozesse, die bei dieser Art der Umformung bei passenden Rahmenbedingungen ablaufen, führen zu einer Grenzschicht zwischen den Verbundpartnern aus intermetallischen Phasen und ermöglichen so eine stoffschlüssige Verbindung. Weiterführende Informationen zu den drei Verfahrensprinzipien (direktes, indirektes und hydrostatisches Strangpressen) finden sich bei Ostermann [15], Bauser [16], Lange und Liewald [17] sowie Lass [18]. Unterschiede zwischen den drei Verfahren existieren im Wesentlichen in der Kinematik und dem Werkstofffluss. Im Folgenden wird näher auf das hydrostatische Strangpressen eingegangen, da dieses Verfahren genutzt wird, um den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffverbund herzustellen.

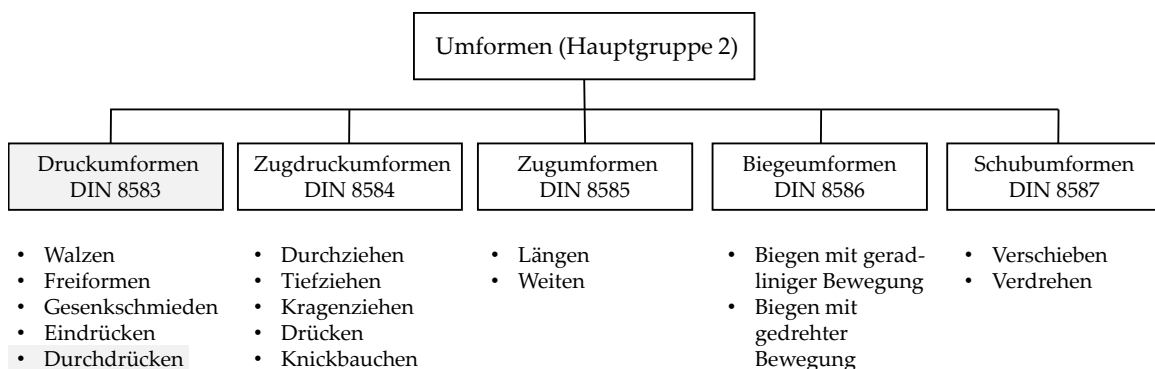


Abbildung 2.1: Einteilung des Strangpressens nach DIN8582 sowie DIN8583 [12, 13]

Das hydrostatische Strangpressen ist schematisch in Abbildung 2.2 dargestellt. Der Block wird im Rezipienten von einem Druckmedium (z.B. Rizinusöl) umgeben. Aus diesem Grund muss der Rezipient gegenüber dem Stempel und der Matrize abgedichtet sein. Dementsprechend erfordert das hydrostatische Strangpressen auch ein Anspitzen des Pressbolzens und schränkt die möglichen Profilgeometrien stark ein [18]. Das Vordringen des Stempels führt zu einem Druckaufbau innerhalb des Rezipienten. Die unter hohem hydrostatischen Druck stehende Flüssigkeit drückt bei weiterem Vordringen des Stempels schließlich den Pressbolzen durch die Matrize, wobei die Flüssigkeit zu einer vernachlässigbar geringen Reibung zwischen Block und Rezipient führt. Lediglich die verbleibende Reibung zwischen Block und Matrize muss bei Betrachtungen des Umformprozesses Berücksichtigung finden [19]. Infolge der sehr guten Schmierung lassen sich hohe Umformgrade, eine verbesserte Qualität des Halbzeugs sowie eine Verringerung des Werkzeugverschleißes realisieren [20]. Europaweit existieren nur wenige industrielle Pressen. Der in der Arbeit untersuchte Verbund wurde in Freiberg bei der Firma CEP GmbH hergestellt. Die Vorwärmtemperatur des Bolzens als auch der Matrize betragen für den Strangpressprozess 300 °C. Der Umformgrad kann mit 2,77 angegeben werden. Als Ergebnis steht ein zylinderförmiger, stoffschlüssiger Materialverbund mit einem Außendurchmesser von 20 mm und einem Kerndurchmesser von 14,5 mm zur Verfügung.

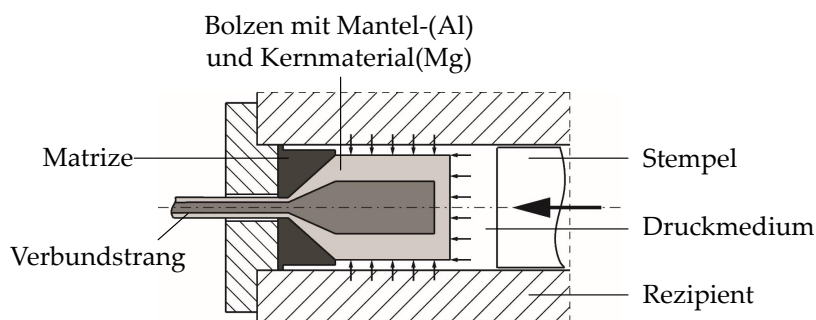


Abbildung 2.2: Prinzipielle Darstellung des hydrostatischen Strangpressens [4]

Das Strangpressen von Aluminium bzw. Magnesium ist ein etabliertes industrielles Verfahren. Dementsprechend existieren eine Reihe von Veröffentlichungen von z.B. Swiostek u.a. [21], Barton [22] und Müller [23] für Magnesium und Güley u.a. [24], Rosochowski [25] und Park [26] für Aluminium, die die Realisierbarkeit derartiger Halbzeuge in Abhängigkeit der Randbedingungen aufzeigen. Ebenfalls umfangreich untersucht ist das Strangpressen von Werkstoffverbunden. So konnte Grittner [27] erfolgreich mittels direkten Strangpressens Aluminium-Titan-Verbunde herstellen. Für die hier untersuchte Materialkombination Magnesium (AZ-Reihe) und AA6082 existieren bisher vergleichsweise wenige Forschungsergebnisse. Negendank [28, 29] konnte mittels indirektem Strangpressen zusammenhängende Verbunde herstellen. Er untersuchte dabei den Einfluss der Prozessparameter und der Bolzengeometrie sowie dem Herstellungsprozess des Bolzens auf die Verbundqualität. Sowohl bei Negendank als auch bei Riemelmoser [30] der ebenfalls mit dieser Materialpaarung geforscht hat, ergaben zusätzliche Zwischenschichten aus Zink bzw. Titan keine Verbesserung der Verbundqualität. Kittner [3] befasste sich intensiv mit dem hydrostatischen Strangpres-

sen von verschiedenen Al-Mg-Verbundsystemen (AA6082/AZ31, AlMg4,5Mn/AZ31 sowie Al99,5/AZ31). Die umfangreichen experimentellen Untersuchungen sowie deren numerischen Validierungen ermöglichten die Aufstellung eines Verbundstrangmodells. Dieses basiert auf einem analytischen Haftfestigkeits-, Diffusions- und Qualitätsmodell, was die Vorhersage der Verbundqualität und Grenzschichtstabilität ermöglicht. Eine Modifikation des Matrizendesigns hinsichtlich Matrizenwinkel und Übergangsradius steigert die Qualität der hergestellten Halbzeuge enorm.

2.2 Eigenschaften der Aluminium-Magnesium-Halbzeuge

Die in diesem Abschnitt vorgestellten Ergebnisse beziehen sich, soweit nichts Anderes explizit erwähnt, auf ein durch hydrostatisches Strangpressen hergestelltes Halbzeug. Die Grundwerkstoffe bilden die Aluminiumlegierung EN AA 6082 als Mantelmaterial sowie die Magnesiumlegierung AZ31 als Kernmaterial.

2.2.1 Grenzschichtbeschaffenheit

Metallografische Untersuchungen der Halbzeuge zeigen, wie in Abbildung 2.3 dargestellt, eine 1 - 2 μm dicke Grenzschicht zwischen den Grundwerkstoffen nach dem hydrostatischen Strangpressen.

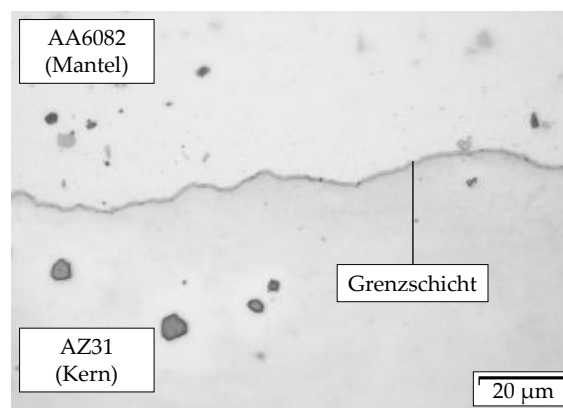
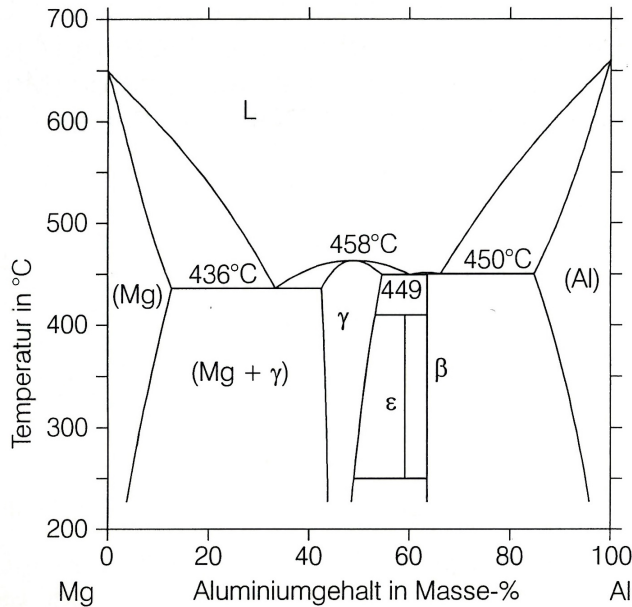


Abbildung 2.3: Mikrostruktur der Grenzschicht [4]

Lehmann [4] hat als Bestandteil dieser Grenzschicht mithilfe von Aufschmelzversuchen das magnesiumseitige Eutektikum des Al-Mg-Phasendiagramms nachgewiesen. Bei Betrachtung dieses Phasendiagramms in Abbildung 2.4(a) zeigt sich, dass zwei Eutektika existieren, deren Schmelzpunkte mit 436 $^{\circ}\text{C}$ bzw. 450 $^{\circ}\text{C}$ deutlich unterhalb der Schmelzpunkte der Grundwerkstoffe (650 $^{\circ}\text{C}$ bzw. 660 $^{\circ}\text{C}$) liegen. Das Aufheizen des Halbzeugs führt bei einer Proben temperatur von 436 $^{\circ}\text{C}$ zum Aufschmelzen der Grenzschicht, was die in Abbildung 2.4(b) gezeigte Tröpfchenbildung verursacht.

Dietrich [33] untersuchte die Grenzschichtbildung derselben Materialpaarung beim Diffusionsschweißen. Zwischen den Grundwerkstoffen bildeten sich die Phasen Al_3Mg_2 und $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$. Es konnten Grenzschichtdicken von bis 100 μm erzeugt werden. Die Untersuchungen hinsichtlich der Duktilität zeigten im Vergleich zu den Grundwerkstoffen eine deutliche



(a) Al-Mg-Phasendiagramm [31] nach [32]



(b) Grenzschichtaufschmelzung bei 436 °C [4]

Abbildung 2.4: Nachweis des magnesiumseitigen Eutektikums in der Grenzschicht

Verringerung dieser bei den beiden intermetallischen Phasen. Sprödes Verhalten konnte vor allem bei Al_3Mg_2 festgestellt werden.

2.2.2 Eigenspannungen

Thermische Vorgänge (z. B. Schweißen), plastische bzw. inhomogene Verformungen als auch Gefügeumwandlungen führen im Material zu Eigenspannungen, die sich mit den Lastspannungen überlagern und positive als auch negative Folgen haben können. Tietz [34] formulierte folgende allgemeine Definition für Eigenspannungen:

Auftretende Spannungen innerhalb eines Bauteils, auf das keine äußeren, mechanischen Belastungen einwirken. Das Temperaturfeld wird als homogen vorausgesetzt. Die mit den Eigenspannungen verbundenen inneren Kräfte und Momente befinden sich im mechanischen Gleichgewicht.

Masing [35] teilte die Eigenspannungen nach Art und lokaler Verteilung auf. Macherauch u. a. [36] erweiterte dieses Konzept. Eigenspannungen 1. Art werden dabei als Makroeigenspannungen bezeichnet, Eigenspannungen 2. und 3. Art als Mikro eigenspannungen. Makroeigenspannungen sind in ihrer Verteilung und Größenordnung mit Lastspannungen vergleichbar, wohingegen Mikrospannungen sich auf die Gefügebene beziehen. Auch wenn sich die einzelnen Arten von Eigenspannungen messtechnisch nicht getrennt voneinander erfassen lassen, sind es vor allem die Makroeigenspannungen die von Bedeutung sind.

Für Eigenspannungen existieren eine Reihe verschiedener Messverfahren. Kurz eingegangen werden soll an dieser Stelle jedoch nur auf eine sehr häufig angewandte Methode, das Bohrlochverfahren. Durch das Einbringen einer Bohrung lösen sich Eigenspannungen aus,

d. h. das Material kann durch die Bohrung Eigenspannungen abbauen. Das Messen der daraus resultierenden Deformation erlaubt es, Rückschlüsse auf den ursprünglichen Eigenspannungszustand zu ziehen. Eine ausführliche Beschreibung findet sich in [37]. Für die Berechnung der Eigenspannungen aus der gemessenen Dehnung existieren verschiedene Verfahren, wie z. B. die Kirschsche Lösung [38], die ASTM E837-13 Norm [39], MPA Methode nach Kockelmann und Schwarz [40] und eine Kombination mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) [41, 42].

Den Eigenspannungszustand im vorliegenden Aluminium-Magnesium-Werkstoffverbund hat Lehmann [4] intensiv untersucht. Lehmann konzentriert sich aufgrund der bei einer Umformtemperatur von 300 °C stattfindenden Rekristallisationsvorgänge auf die thermisch induzierten Eigenspannungen. Diese treten aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Grundwerkstoffe auf. Die experimentell mittels Bohrlochverfahren und einer speziellen numerischen Auswertungsmethode ermittelten Eigenspannungen betragen 10 – 20 N/mm². Die thermischen Eigenspannungen liegen auf demselben Niveau und scheinen daher ausschlaggebend zu sein. Das niedrige Niveau der Eigenspannungen lässt jedoch auf keine nennenswerte negative Beeinflussung der Grenzschichtigenschaften des Verbundes schließen. Eine weitere Erkenntnis dieser Untersuchungen war die Inhomogenität der Eigenspannungen entlang der Längsrichtung des Stranges. Das Strangpressen findet demzufolge unter instationären Prozessbedingungen statt.

2.2.3 Festigkeit der Grenzschicht

Bei Verbundsystemen hängt die Gesamtfestigkeit neben der geometrischen Gestaltung und Beanspruchung nicht nur von den Einzelfestigkeiten der Grundwerkstoffe, sondern im besonderen Maße von der Grenzschicht zwischen diesen ab [43]. Für eine Grenzschicht stellen sich Zugbeanspruchungen als besonders kritisch dar. Des Weiteren können auch Schubbeanspruchungen zu einem Versagen führen. In beiden Fällen muss bei deren Ermittlung die spezielle Halbzeuggeometrie berücksichtigt werden.

Zugfestigkeit

Die Bestimmung der Zugfestigkeit mittels Zugversuchen stellt sich aufgrund der Halbzeuggeometrie als nicht realisierbar dar. Alternativ können Biegeversuche verwendet werden, da am Ort der maximalen Zugbeanspruchung die anderen Spannungskomponenten null werden. Die von Lehmann für das vorliegende Halbzeug verwendete Probenform, als auch die Biegevorrichtung sind in Abbildung 2.5 gezeigt. Die Proben werden elektroerosiv aus dem Halbzeug entnommen und, um einen Einfluss der fertigungsbedingten Poren auszuschließen, anschließend geschliffen. Aufgrund der geringen Mantelwandstärke steht nur eine begrenzte Menge an Material für die Einspannung der Proben zur Verfügung. Der Einfluss der Lagerung auf die an der Grenzschicht wirkende Biegebeanspruchung, der sich durch die räumliche Nähe zwischen diesen ergibt, wird mittels FE-Simulation berechnet. Die ermittelten Abweichungen zur linearen Biegetheorie in Bezug auf die Grenzschichtfestigkeit während des Versagens werden in einem Korrekturfaktor zusammengefasst. Die Biegeversuche wurden zwischen 20 °C und 400 °C sowie bei unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten durchgeführt.

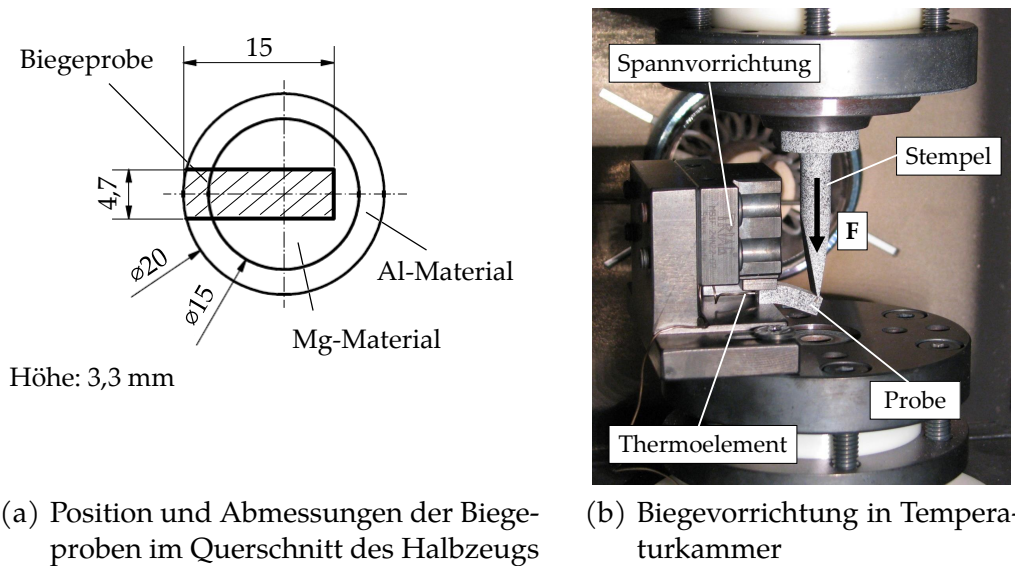


Abbildung 2.5: Biegeprobe und -vorrichtung nach Lehmann [4]

Die ermittelten Grenzschichtfestigkeiten bei Raumtemperatur schwanken stark und liegen auf einem hohen Niveau von 140 bis 250 MPa. Versagen trat durch Sprödbruch ein. Ab 300 °C nimmt die Festigkeit deutlich ab. Trotz teilweise großer Abweichungen vom Mittelwert konnte jedoch eine Abhängigkeit der Festigkeit von der Geschwindigkeit nachgewiesen werden, wobei höhere Geschwindigkeiten mit einer Steigerung der Festigkeit einhergehen. Ausführlichere Beschreibungen der Biegeversuche finden sich in den Veröffentlichungen [44, 45].

Forschungsergebnisse außerhalb des SFB692 bezüglich vergleichbarer Verbunde und deren Grenzschichten unterstreichen, dass die Grenzschichtfestigkeit des vorliegenden Verbundes als hoch anzusehen ist. In der Veröffentlichung von Chang [46], der geschweißte Verbindungen von AA6061 und AZ31 hinsichtlich der Grenzschichtfestigkeit untersuchte, ergaben sich Hinweise, dass die Reduzierung der $Al_{12}Mg_{17}$ -Schicht durch eine zusätzliche Ni-Zwischenschicht zu einer Steigerung der Festigkeitswerte führen kann. Die beschriebene Maßnahme führte zu einer Festigkeitssteigerung um 10 MPa auf 105 MPa. Zhu [47], der heiß gepresste Verbindungen von reinem Aluminium und AZ31B untersuchte, detektierte die Al_3Mg_2 -Phase als schwächstes Glied und erhielt Grenzschichtfestigkeiten von maximal 24 MPa.

Scherfestigkeit

Als Standardtestmethode zur Ermittlung der Grenzschichtbelastbarkeit von zylindrischen Halbzeugen hinsichtlich der Scherfestigkeit kann der Push-Out-Versuch angesehen werden. Die auf das vorliegende Halbzeug von Lehmann angepasste Versuchsvorrichtung ist in Abbildung 2.6 gezeigt. Die mittlere Versagensschubspannung liegt bei 85 MPa. Im Gegensatz zu den Biegeversuchen, bei denen nur kleine Probenbereiche untersucht werden, erfolgt beim Push-Out-Versuch die Betrachtung des gesamten Querschnittes. Die Probe versagt am Ort der geringsten Festigkeit. Die Ergebnisse des Push-Out-Versuches können daher als Mindestfestigkeit angesehen werden. Da hier im Vergleich zu den Biegeversuchen deutlich geringere Schwankungen in den Festigkeitswerten auftraten, kann von einer Schwankung der Festig-

keit über den Umfang ausgegangen werden. Ausführlichere Beschreibungen der Push-Out-Versuche finden sich in den Veröffentlichungen [45, 48, 49].

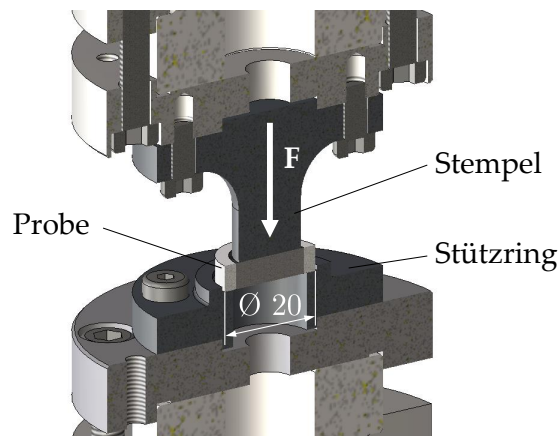


Abbildung 2.6: CAD-Modell der Belastungsvorrichtung und Wirkprinzip des Push-Out-Versuchs [4]

In der Literatur existieren eine Reihe von weiteren Forschungsergebnissen bezüglich vergleichbarer Werkstoffpaarungen, wobei die ermittelten Scherfestigkeiten geringer ausfallen. Zhao [50] untersuchte diffusionsgeschweißte Verbindungen zwischen AZ31B und AW6061 hinsichtlich der Scherfestigkeit. Die gemessene Festigkeit war mit 43 MPa gering. Eine Zwischenschicht aus Zink verdoppelte die gemessene Scherfestigkeit und liegt somit auf dem Niveau des hier vorliegenden Verbundes. Huang [51] betrachtete stranggepresste Halbzeuge aus AZ31B und AW6063 und unterzog die Grenzschicht ebenfalls einem Schertest. Die Scherfestigkeit lag nach dem Strangpressen bei ca. 53 MPa. Eine anschließende Wärmebehandlung führt zu einem Abfall der Festigkeit auf bis zu 21 MPa. Die Ursache liegt laut Huang in der Kornvergrößerung der Grenzschicht während der Wärmebehandlung. Zusätzlich sieht er die β -Phase der Grenzschicht (Al_3Mg_2) in Hinblick auf die Grenzschichteigenschaften als dominierende Komponente an.

2.2.4 Bruchmechanische Kennwerte der Grenzschicht

Die mittels Biege- und Push-Out-Versuchen bestimmte Festigkeiten der Grenzschicht gelten ausschließlich für intakte Verbunde. Existiert ein Riss in der Grenzschicht, muss eine bruchmechanische Betrachtung erfolgen, um Aussagen über das Versagen des Verbundes treffen zu können. Für die Ermittlung von bruchmechanischen Kennwerten, wie z.B. dem Spannungsintensitätsfaktor, muss zunächst ein Riss erzeugt werden, dessen Fortschritt die gewünschte Erkenntnis bringt.

In der Literatur finden sich die verschiedensten Proben und Versuchsanordnungen zur Bestimmung von bruchmechanischen Kennwerten von Grenzschichten. Hofinger [52] modifizierte 4-Punkt-Proben um die Interface-Bruchenergie von dünnen, spröden Schichten zu ermitteln. Die untersuchte Materialpaarung war hierbei eine auf hochlegierten Stahl durch Plasmaspritzen aufgebraute keramische Schicht aus ZrO_2 . Jiang [53] verwendete 3-Punkt-Biegeversuche, um das Risswachstum in der Grenzschicht zwischen reinem Aluminium und einer Aluminiumlegierung zu untersuchen. Seyyed Afghahi [54] konnte für einen Verbund

aus Al7075 und AZ31 durch Betrachtung der spröden Bruchflächen feststellen, dass der Riss in der Al₃Mg₂-Phase beginnt und dort auch weiter verläuft.

Die rotationssymmetrische Form des Halbzeugs macht die Entwicklung einer nicht normgerechten, miniaturisierten Probenform für eine Mode I-Belastung notwendig. Zunächst betrachtete Lehmann [4] ausführlich die Grundlagen zur einspringenden Ecke bei Bimaterialien, dem Interfacrandproblem und der linear-elastischen Bruchmechanik des Interface-risses. Im Anschluss daran stellte er die von ihm neu entwickelte Probenform und Versuchsanordnungen sowie die damit ermittelten Ergebnisse bezüglich des Spannungsintensitätsfaktors der vorliegenden Grenzschicht bei Raumtemperatur vor. Der durchschnittliche kritische Spannungsintensitätsfaktor für den Rissöffnungsmode I beträgt 2,71 MPa m^{1/2}. Dieser Wert lässt auf ein sprödes Materialverhalten schließen, da dieser im Bereich der keramischen Werkstoffe liegt [55]. Dies deckt sich mit den Sprödbrüchen der Biegeproben bei Raumtemperatur.

2.3 Halbzeugumformung

Die DIN 8580 [56] unterteilt Fertigungsverfahren in sechs verschiedene Hauptgruppen (vgl. Abbildung 2.7). Im Mittelpunkt dieser Untersuchung steht das Umformen. Dieses Fertigungsverfahren hat durch das plastische Ändern der Form eines festen Körpers für den vorliegenden Werkstoffverbund entscheidende Vorteile. Es lässt eine hohe Werkstoffausnutzung bei gleichzeitig hoher Maß- und Formgebungsgenauigkeit der Werkstücke innerhalb bestimmter Toleranzen zu. Eine Formgebung durch Trennen ist beim vorliegenden Verbund aufgrund der geringen Mantelwandstärke von 2,75 mm nur eingeschränkt möglich. Des Weiteren besteht die Problematik der Korrosion in Bezug auf den Magnesiumkern, da das Magnesium stets durch Aluminium ummantelt bleiben muss.

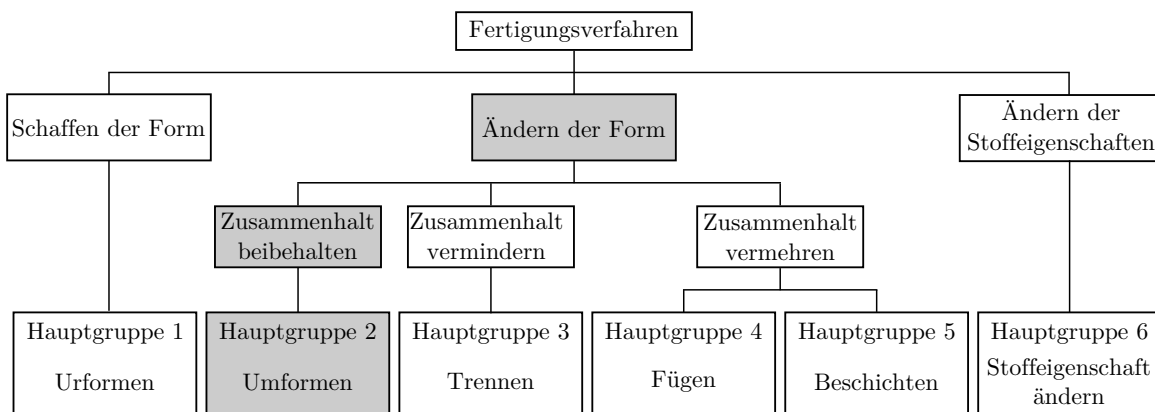


Abbildung 2.7: Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 in die Hauptgruppen und deren Merkmale [56]

Das Umformen von Magnesium bei Raumtemperatur ist aufgrund seiner Gitterstruktur mit der hexagonal dichtesten Packung nur sehr eingeschränkt möglich [31]. Ab 225 °C werden weitere Gleitebenen aktiviert, weswegen die weitere Umformung des hybriden Verbun-

des unterhalb dieser Temperatur nicht empfehlenswert ist. Zu diesen sogenannten Warm-Massivumformverfahren zählt auch das Gesenkschmieden, das bei der Herstellung von Bauteilen im Mittelpunkt steht [57]. Der Werkstoff wird dabei durch gegeneinander bewegte Formwerkzeuge in bestimmte Richtungen verdrängt und die Form der im Gesenk vorhandenen Gravur angenommen [58]. Nach DIN 8583 [59] zählt es damit zu den Druckumformverfahren. Prinzipiell werden die Vorgänge innerhalb eines Gesenks in die Schmiedeprozesse Stauchen, Breiten und Steigen unterteilt [57, 58]. Diese Gliederung basiert maßgeblich auf dem Werkstofffluss, der in Abbildung 2.8 schematisch dargestellt ist.

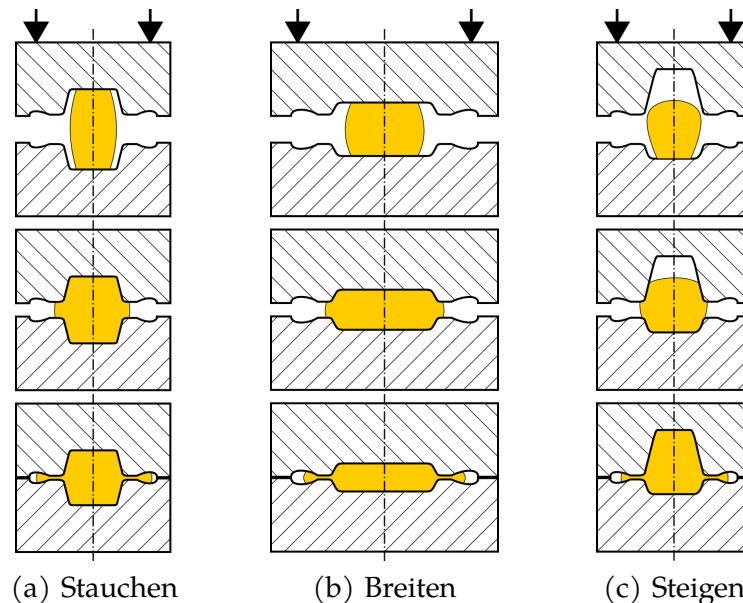


Abbildung 2.8: Grundbeanspruchungsarten beim Füllen einer Gesenkgravur [5] (nach [57])

Bei dem Gesenkschmieden von Werkstoffverbunden darf nicht nur die Umformung des Verbundes im Gesamten betrachtet werden (makroskopisch), sondern auch die Umformung der intermetallischen Phasen (mikroskopisch), die sich zwischen den Grundmaterialien ausgebildet haben, weil das Aufrechterhalten der stoffschlüssigen Verbindung bzw. deren Auflösung sich auf das makroskopische Umformverhalten des Verbundes auswirkt.

Generell existieren wenige Arbeiten zum Schmieden von Werkstoffverbunden. Im Mittelpunkt aktueller Forschungen stehen vor allem die Materialpaarungen Stahl-Aluminium und Titan-Aluminium. Kosch [60] und Foydl [61] beschäftigten sich mit der Herstellung und Umformung von stahlverstärkten Aluminiumhalbzeugen (Abbildung 2.9), die ebenfalls durch Strangpressen hergestellt werden. Die Einbringung der Stahlverstärkungen in Form von Kugeln, Zylindern und Gewindestangen erfolgt an Orten mit hoher Belastung. Diese Arbeiten zeigen die prinzipielle Machbarkeit derartiger Verbunde mit anschließender bauteilnaher Endgeometrie nach dem Schmieden.

Derartige Verbunde ermöglichen es, die Forderungen des Leichtbaus belastungsgerecht zu erfüllen. Viele Arbeiten thematisieren momentan noch die Herstellung derartiger Verbunde wie zum Beispiel Gritter [14, 62], Striwe [63] und Kleiner [64], der wie in Abbildung 2.10 gezeigt, Aluminium durch Drahtseile verstärkt hat. Der Sonderforschungsbereich 1153 "Prozesskette zur Herstellung hybrider Hochleistungsbauteile durch Tailored Forming"

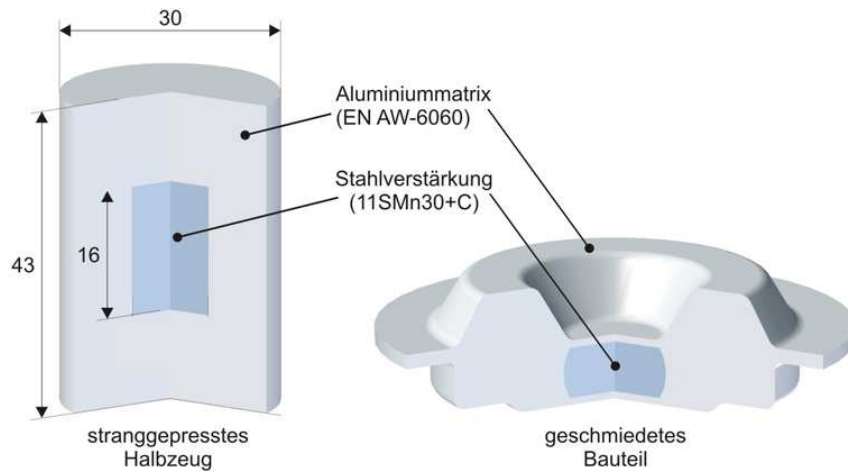


Abbildung 2.9: Hybrides stranggepresstes Halbzeug mit Stahlverstärkung und geschmiedetes Bauteil [60]

forscht u. a. an der Herstellung und Weiterverarbeitung von kontinuierlichen Hohlprofilen, bestehend aus einer Aluminiumlegierung und Stahl. Für die Materialpaarung Aluminium-Magnesium sind in Bezug auf das Gesenkschmieden vor allem die Arbeiten von Feuerhack [5] und Förster [65] zu nennen. Diese zeigen die Umformung des in dieser Arbeit untersuchten Verbundes mittels Stauchen, Breiten und Steigen sowie eines Demonstratorbauteils "SMART-Body" entsprechend Abbildung 2.11, welches alle drei Grundbeanspruchungsarten beinhaltet. Die Schmiedeversuche zeigen die Umformbarkeit der Verbunde bei 200 °C und 300 °C sowie bei unterschiedlichen tribologischen Verhältnissen. Eine stoffschlüssige Verbindung muss im Vorfeld vorhanden sein.

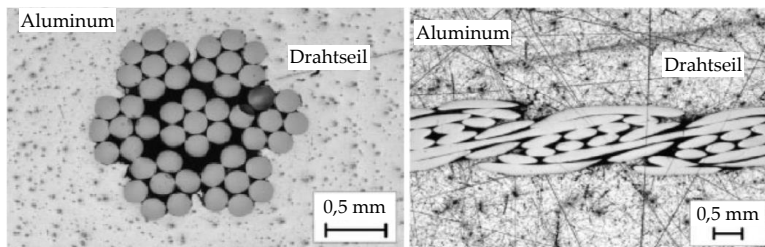
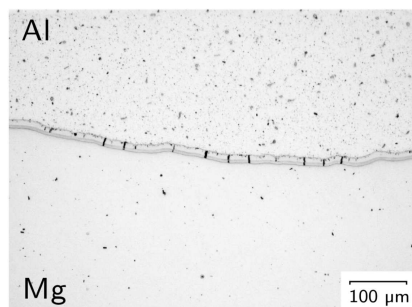


Abbildung 2.10: Lichtmikroskopische Untersuchungen von stahlverstärkten Aluminiumprofilen [64]

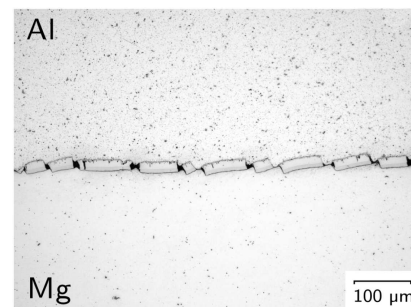


Abbildung 2.11: Produktionsstufen des SMART-Body [65]

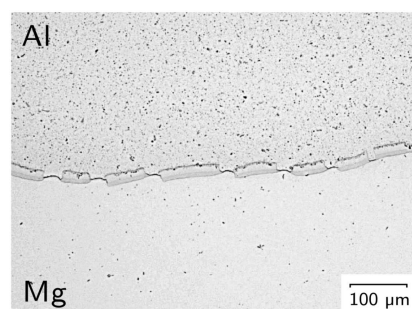
Die Grenzschicht, die bereits nach dem Strangpressen existiert, wächst während der Aufheizphase in Vorbereitung dieser Schmiedeprozesse durch Diffusionsprozesse auf die Dicke von ca. 25 μm an. In Abhängigkeit der Belastung während des Schmiedens zerbricht die Grenzschicht in Fragmente (Abbildung 2.12(a)), die die stoffschlüssige Verbindung weiterhin aufrechterhalten. Im weiteren Verlauf entfernen sich diese voneinander und rotieren gegebenenfalls, Abbildung 2.12(b). Bei der weiteren Umformung treffen die Grundwerkstoffe zwischen den Fragmenten erneut aufeinander, und es bildet sich eine neue dünne Grenzschicht aus (Abbildung 2.12(c)), die auch die Bezeichnung sekundäre Grenzschicht trägt. Diese Vorgänge unterliegen einer Systematik und sind reproduzierbar. Lediglich beim Schmiedeprozess Stauchen treten keine Fragmente auf. Feuerhack führt dies auf die Körnerstruktur der Grenzschicht zurück, die in Abbildung 2.12(d) gezeigt ist. Beim Stauchen erfolgt die Belastung quer zur Längsrichtung der Körner, was eine schadungsfreie Umformung enorm begünstigt genauso wie der anliegende hohe hydrostatische Druck. Dieses Ergebnis steht in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Ragani [66], der das Fließverhalten der $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ -Phase (γ -Phase) von 20 °C bis 300 °C unter Druckbelastung untersuchte. Die γ -Phase zeigt bis einschließlich 250 °C ein sprödes Materialverhalten. Bei 300 °C hingegen tritt duktiles Materialverhalten auf, was zeigt, dass derartige intermetallische Phasen unter bestimmten Bedingungen schadungsfrei umformbar sind.



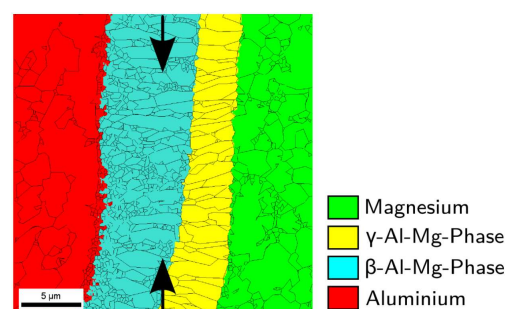
(a) Bruch (Fragmentbildung)



(b) Auseinanderdriften und Rotation der Fragmente



(c) Bildung sekundärer Grenzschicht zwischen den Fragmenten



(d) Körnerstruktur der Grenzschicht

Abbildung 2.12: Schädigung der Grenzschicht beim Gesenkschmieden und deren Körnerstruktur [5]

2.4 Schädigungskriterien

Während des Gesenkschmiedens erfährt das Material massive Umformungen und damit einhergehende Belastungen. Um Vorhersagen über eine mögliche Rissbildung treffen zu können, d. h. ob das Material den Belastungen standhält oder nicht, wurden in der Vergangenheit eine Vielzahl an Schädigungskriterien entwickelt. Diese basieren meist auf einer Funktion f , deren Funktionswert ein Maß für die im Material enthaltene Schädigung darstellt. Überschreitet der Funktionswert eine festgelegte Größe, tritt Versagen auf. Mathematisch lässt sich dies mit der Gleichung (2.1) ausdrücken [67], wobei P_n Festigkeitskenngrößen des Materials sowie weitere zur Modellanpassung verwendbare Kennwerte enthält. Den mechanischen Zustand des Materials beschreiben die in q_0 zusammengefassten Größen. Das können Spannungsgrößen wie der Cauchy-Spannungstensor $\underline{\underline{\sigma}}$ oder Dehnungsgrößen wie der Lagrangesche Hencky-Tensor $\underline{\underline{H}}$ sein.

$$f(P_n, q_0) \geq 0 \quad (2.1)$$

Die aktuell in der Literatur zu findenden Schädigungskriterien lassen sich in zwei Gruppen einteilen. Die als makroskopische Schädigungskriterien bezeichnete Gruppe betrachtet die Schädigung rein phänomenologisch und fasst den Spannungs- oder Verformungszustand in einen Kennwert zusammen. Die mikromechanischen Schädigungsmodelle beschreiben die mikrophysikalischen Vorgänge und Zustände im Material. Eine Übersicht mit Vertretern beider Gruppen findet sich in Abbildung 2.13.

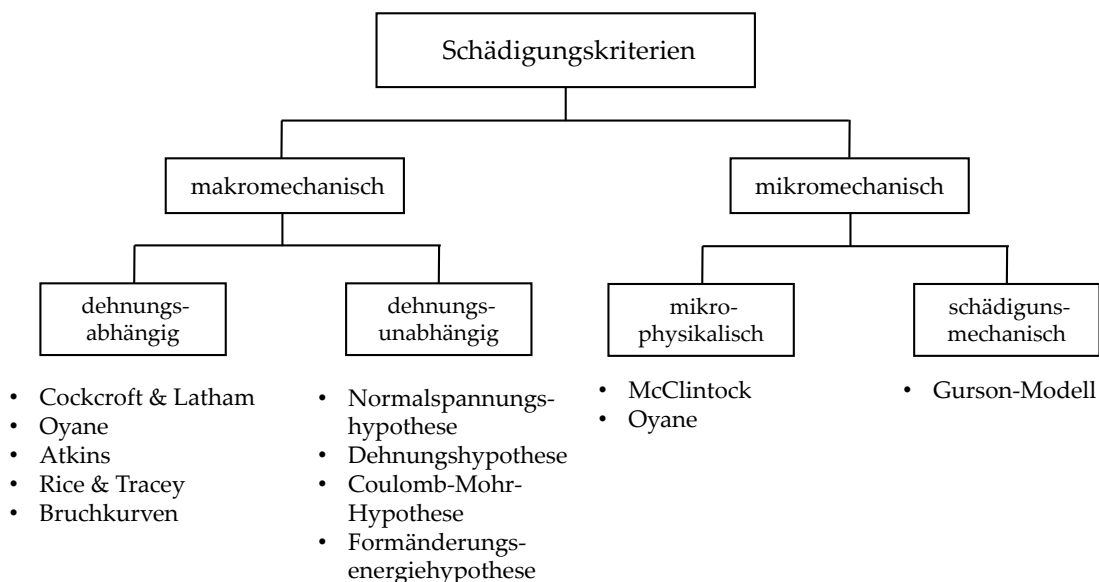


Abbildung 2.13: Systematisierung der Schädigungskriterien [68]

Die makromechanischen Schädigungskriterien, bei denen eine Einbindung in numerische Simulationen einfach zu realisieren ist, lassen sich weiter in wegabhängige und wegunabhängige Kriterien unterteilen. Wegabhängige Schädigungskriterien schließen den Verlauf der mechanischen Größen mit ein und sind daher zum Beispiel für die Vorhersage des Werkstoff-

versagens bei Umformprozessen geeignet. Die Wegabhängigkeit wird üblicherweise mittels Integralen realisiert wie zum Beispiel beim Schädigungskriterium nach Cockcroft & Latham entsprechend der Gleichungen (2.2) bis (2.4). Die Integration erfolgt in diesem Fall über die Vergleichsdehnung φ_V . Erreicht der Schädigungswert D_{krit} einen bestimmten Wert, tritt Werkstoffversagen auf. Dieses weitverbreitete Schädigungskriterium nutzte zum Beispiel Terhorst [69] in abgewandelter Form um temperaturabhängige Schädigungswerte für die Vorhersage von Rissen beim Vorwärtsfließpressen zu erhalten.

$$D_{\text{krit}} = \int_0^{\varphi_V} \frac{\sigma_1}{\sigma_V} d\varphi_V \quad \text{mit} \quad (2.2)$$

$$\varphi_V = \sqrt{\frac{2}{3}(\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)} \quad \text{und} \quad (2.3)$$

$$\sigma_V = \sqrt{\frac{2}{3}(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2)} \quad (2.4)$$

In Bezug auf den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffverbund hat Feuerhack das Cockcroft & Latham Schädigungskriterium abgewandelt und die erste Hauptspannung σ_1 durch die maximale Schubspannung τ_{max} ersetzt, wie in Gleichung (2.5) zu erkennen ist. Diese erste Entwicklungsstufe eines Versagenskriteriums für den Werkstoffverbund liefert bereits eine gute Übereinstimmung mit den von Feuerhack durchgeführten Experimenten [5]. Die Ergebnisse müssen jedoch stets auf Plausibilität geprüft werden, da die Verwendung des Vergleichsumformgrades keine Differenzierung zwischen einer Streckung oder Stauchung der Grenzschicht erlaubt. Des Weiteren ist die Belastungsabhängigkeit des Grenzschichtformänderungsvermögens nicht abbildbar, da weder die Mikrostruktur noch spezifische Werkstoffkennwerte der intermetallischen Phasen Eingang in den Ansatz finden.

$$D_{\text{krit}} = \int_0^{\varphi_V} \frac{\tau_{\text{max}}}{\sigma_V} d\varphi_V \quad \text{mit} \quad (2.5)$$

$$\tau_{\text{max}} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (2.6)$$

Die wegunabhängigen Schädigungskriterien, zu denen auch die klassischen Festigkeitshypothesen wie die Normalspannungshypothese oder die Dehnungshypothese gehören, beziehen die Umformhistorie nicht mit in den Schädigungswert ein. Diese Modelle erfassen die unterschiedlichen mehrachsigen Spannungs- oder Dehnungszustände, die zum Bruch führen können, nur ungenügend. In Form von Grenzformänderungsschaubildern, wie in Abbildung 2.14 gezeigt, werden diese jedoch in der Blechumformung häufig angewandt. Die dargestellte Kurve basiert auf Tiefziehversuchen mit halbkugeligem Stempel an Blechen unterschiedlicher Dicke. Die Messung der während des Versagens vorliegenden beiden Hauptdehnungen φ_1 und φ_2 erfolgt mithilfe des Dehnungsgitterverfahrens. In einem ähnlichen,

realen Blechumformprozess sind Dehnungszustände oberhalb der Grenzkurve hinsichtlich Versagen als gefährdet anzusehen, darunterliegende hingegen als realisierbar.

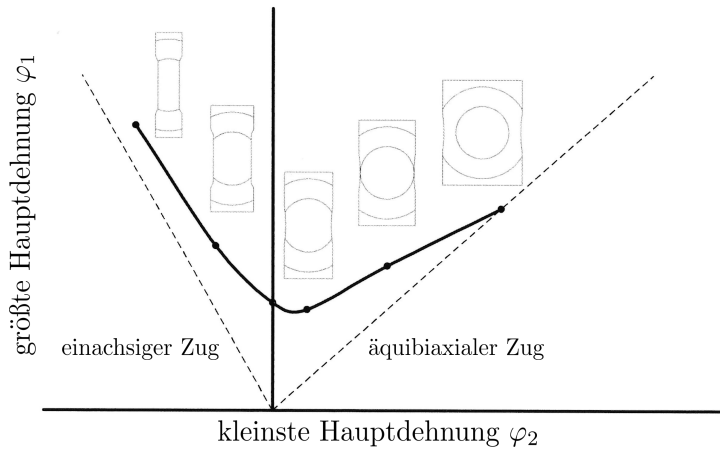


Abbildung 2.14: Schematisches Grenzformänderungsschaubild (nach [67])

Mikromechanische Schädigungskriterien beschreiben die Veränderung mikroskopischer Zustände im Material während der Belastung. Da diesen Kriterien im Gegensatz zu den überwiegend empirischen makromechanischen Modellen die physikalischen Vorgänge im Werkstoff zugrunde liegen, kann von einer zuverlässigen Versagensvorhersage ausgegangen werden. Als Eingangsgrößen müssen dafür jedoch eine Vielzahl von Einflussgrößen und Parameter bekannt sein, deren Bestimmung komplex und mit einem sehr hohen experimentellen Aufwand verbunden ist. Die zu betrachtenden Effekte spielen sich auf der Mikroebene ab und sind daher u. a. nur durch Messprinzipien zugänglich, die die Probe zerstören.

Schiffmann [70] zufolge müssen bei der Modellierung umformbedingter, duktiler Schädigung drei getrennte Vorgänge betrachtet werden:

1. Bildung von Mikrohohlräumen
2. Wachstum der Mikrohohlräume
3. Vereinigung der Einzelhohlräume.

Für die einzelnen Vorgänge, die alle gleichzeitig im Werkstoff ablaufen, existieren verschiedenste Modelle. Die Bildung von Mikrohohlräumen setzt eine vorangehende lokale plastische Deformation voraus, die einen kritischen Wert übersteigt. Es ist anzunehmen, dass der anliegende hydrostatische Spannungsanteil eine Rolle spielt [71]. Bei weitergehender plastischer Deformation nimmt die Größe der Mikrohohlräume zu, wobei der anliegende deviatorische Spannungsanteil eher zu einer Verformung als zu einem Wachstum des Hohlräume führt [72]. Der Schädigungswert D_{krit} setzt sich somit entsprechend Gleichung (2.7) aus dem vorhandenen Porenvolumen f , dessen Änderung durch Porenneubildung $df_{\text{Neubildung}}$ und dem Porenwachstum df_{Wachstum} zusammen. Überschreitet der Anteil der Hohlräume und damit der Schädigungswert einen kritischen Wert, tritt Versagen auf.

$$D_{\text{krit}} = f + df_{\text{Neubildung}} + df_{\text{Wachstum}} \quad (2.7)$$

Bekannte mikromechanische Schädigungsmodelle stammen u.a. von McClintock [73] oder Gurson [74] sowie deren Modifikation durch zum Beispiel Tvergard und Needleman [75]. Auch aktuell beschäftigen sich Forschungsvorhaben mit derartigen Modellen. Es existieren inzwischen viele Modelle, die große plastische Deformationen betrachten, die mit kinematischer Verfestigung und Schädigung einhergehen. Jedoch beinhalten nur wenige Modelle die duktile Schädigung, die durch diese plastischen Deformationen hervorgerufen werden. Die Arbeiten von Simo und Ju [76], Menzel et al. [77], Lin und Brocks [78], Grammenoudis et al. [79], Bammann und Solanki [80], Bröckner und Metzenmiller [81] stellen derartige Modelle vor. An dieser Stelle soll das Modell von Shutov [82] näher vorgestellt werden.

Shutov erweitert ein bestehendes Modell für Viskoplastizität von Shutov und Kreißig [83]. Dabei wird explizit die schädigungsinduzierte Volumenänderung mit einbezogen, die für die exakte Vorhersage der hydrostatischen Spannung notwendig ist. Des Weiteren beinhaltet das Modell die unterschiedlichen Auswirkungen der duktilen Schädigung auf die isotrope und kinematische Verfestigung sowie die elastischen Eigenschaften durch Einbeziehung einer schädigungsabhängigen Fließspannung. Zusammen ermöglichen diese Erweiterungen die akkurate Beschreibung der realen Materialantwort sowie die Vorhersage der Eigenspannungen und Rückfederung. Dennoch enthält das Modell einige Vereinfachungen wie die Isotropie der Schädigung, was auf der weitverbreiteten Annahme basiert, dass in einem frühen Stadium die Schädigung hinreichend genau durch eine skalare Größe beschrieben werden kann [84]. Des Weiteren beinhaltet das Modell keine Schädigungszunahme durch die Vereinigung von Hohlräumen. Es konzentriert sich allein auf die duktile Schädigung durch Poreneubildung und -wachstum. Die neu aufgestellte Vorschrift für die Entstehung der Poren basiert auf verschiedenen Mechanismen, die analog zu Gurson [85], Goods and Brown [86] inelastisches Fließen als Ursache annehmen. Zum Einen ist dies die Separation von Matrixmaterial unter lokaler Streckung und Scherung und zum Anderen das Zerbrechen von Einschlüssen unter lokalem hydrostatischen Druck. Durch die hohe Anzahl an betrachteten nichtlinearen Phänomenen in diesem Modell muss eine hohe Anzahl an Materialparameter eingefügt werden, was ein Nachteil aller mikromechanischer Modelle ist. Eine sehr gute Abbildung realer experimenteller Daten spricht dennoch für den Einsatz eines solchen Modells. Je nach Anwendungsfall kann es sinnvoll sein, einige Modellteile zu deaktivieren, um die Anzahl der Materialparameter zu verringern.

3 Aufgabenstellung

Die vorangegangenen Arbeiten von Kittner, Lehmann und Feuerhack im Rahmen des SFB692 zeigen, dass ein vollständig verbundenes, hydrostatisch stranggepresstes Halbzeug hergestellt werden kann, dessen Grenzschicht eine hohe Festigkeit aufweist und durch Warmumformen in eine bauteilnahe Form gebracht werden kann. Der spätere Einsatz des Verbundes erfolgt bei Raumtemperatur. Die gezeigte Versagenscharakteristik in den Biegeversuchen und bruchmechanischen Untersuchungen von Lehmann als auch die durch Feuerhack erstmals gezeigte Grenzschichtfragmentierung während der Warmumformung weisen auf ein sprödes Materialverhalten hin. Die Grenzschicht des Verbundes stellt somit die Schwachstelle des späteren Bauteils dar. Für die Tragfähigkeit des gesamten Verbundes ist es von besonderem Interesse die Auswirkungen der Grenzschichtfragmentierung auf die Festigkeit zu kennen, sowie Möglichkeiten zur Beeinflussung der Fragmentierung zu erkunden. Zentrale Aufgabenstellung der vorliegenden Arbeit ist es daher den Werkstoffverbund und dessen Grenzschicht bei der Umformung vom Halbzeug zum Bauteil zu untersuchen.

Durch die verschiedenen Warmumformverfahren Stauchen, Breiten und Steigen stehen Verbunde mit unterschiedlich ausgeprägter Fragmentierung zur Verfügung. Werden zusätzlich verschiedene Umformstufen mit einbezogen, ergeben sich eine Vielzahl von Fragmentierungszuständen. Diese sollen durch Biegeversuche auf ihre Festigkeiten hin untersucht werden. Die speziellen, durch die Warmumformung veränderten Geometrien der Verbunde müssen dabei Berücksichtigung finden und gegebenenfalls neue Probengeometrien und Belastungsvorrichtungen entwickelt werden.

Im Vorfeld der Warmumformungen erfolgt durch den Aufheizprozess zwangsweise eine Wärmebehandlung, die aufgrund von diffusionsgesteuerten Prozessen zu einem Wachstum der Grenzschicht führt. Mit Ausnahme des Umformprozesses Stauchen zeigt sich stets eine Fragmentierung der Grenzschicht, die - wie anzunehmen ist - Auswirkungen auf die Festigkeit dieser hat. Es ist zu klären, ob durch eine Änderung der vorgeschalteten Wärmebehandlung eine Reduzierung bzw. Verhinderung der Fragmentierung möglich ist und so die Tragfähigkeit des gesamten Verbundes gesteigert werden kann. Im Falle einer Fragmentierung bildet die Vorhersage derselben einen zentralen Aspekt der Arbeit, da es so möglich ist besonders kritische Bereiche zu identifizieren. Abschließend ist die Grenzschichtkinematik und -beanspruchung nach der Fragmentierung zu untersuchen.

Das übergeordnete Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, einen Beitrag zum besseren Verständnis des Umformverhaltens der Grenzschicht eines hybriden Verbundes aus Aluminium und Magnesium sowie deren Auswirkungen auf die Grenzschichtfestigkeit zu leisten. Derartige Forschungen stehen noch am Anfang. Gleichzeitig liefern sie neuartige Untersuchungsmethoden für rotationssymmetrische Verbunde, die auch auf andere Materialpaarung angewandt werden können.

4 Werkstoffkenndaten der Einzelwerkstoffe

Die exakte Ermittlung der Grenzschichtbeanspruchung während einer Umformung setzt die Kenntnis der Werkstoffkenndaten der Einzelwerkstoffe voraus und dient der Ermittlung eines fundierten Fragmentierungskriteriums (siehe Kapitel 6). Zur Bestimmung der Zugflusskurven werden klassische Zugversuche bei verschiedenen Geschwindigkeiten und Temperaturen durchgeführt.

4.1 Experimenteller Aufbau und Versuchsdurchführung

Für die Durchführung der Zugversuche steht eine 100 kN ZWICK/ROELL Universalprüfmaschine zur Verfügung. Für die Kraftmessung wird ein 5 kN Kraftaufnehmer der Firma GTM Gassmann Theiss-Messtechnik GmbH verwendet. Eine eigens für die Prüfmaschine an der Professur Festkörpermechanik, TU Chemnitz entwickelte Temperierkammer ermöglicht es, Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen durchzuführen (Abbildung 4.1). Ein Gaserhitzer erwärmt Luft und leitet diese in die Temperierkammer. Die darin befindliche Belastungsvorrichtung mit eingespannter Zugprobe wird über die heiße Luft erhitzt, bevor diese durch eine Öffnung an der Unterseite der Kammer entweicht. Als Besonderheit der Vorrichtung sind die Keramikstempel (ZrO_2) zu nennen, die zur Krafteinleitung und thermischen

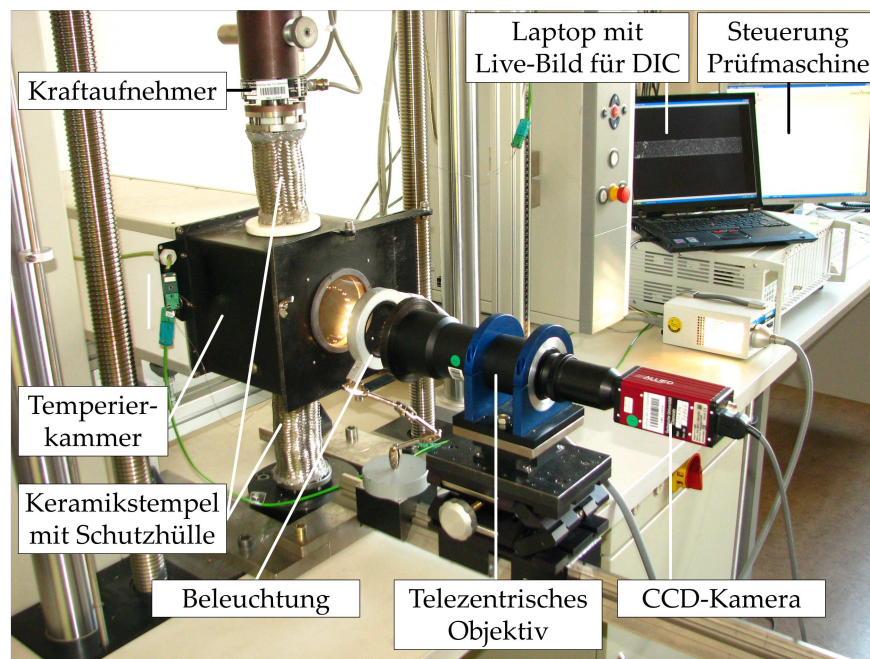


Abbildung 4.1: Experimenteller Aufbau der Zugversuche mit 2D Grauwertkorrelation

Isolation der entsprechenden Anschlusskomponenten sowie der Belastungsvorrichtung dienen. Sowohl die Probe als auch deren Einspannelemente befinden sich somit vollständig in der Temperierkammer wodurch ein, wie im nächsten Abschnitt gezeigt wird, gleichmäßiges Temperaturfeld an der Zugprobe erreicht werden kann. Des Weiteren verfügt die Temperierkammer über ein Sichtfenster, in das unterschiedliche Scheiben eingesetzt werden können. Dadurch sind sowohl optische als auch Thermografie-Aufnahmen aus dem Inneren der Temperierkammer möglich.

Die Geometrie des stranggepressten Verbundes mit einer Mantelwandstärke von 2,75 mm setzt der Zugprobengeometrie erhebliche Einschränkungen, da die Zugproben ausschließlich aus den Einzelwerkstoffen bestehen sollen. Die von Lehmann [4] vorgestellte Miniaturzugprobe mit den in Abbildung 4.2(a) gezeigten Probenabmessungen berücksichtigt die Einschränkungen und erfüllt alle Anforderungen. Die Entnahme der Miniaturproben erfolgt elektroerosiv zunächst in Längsrichtung der Stränge (Abbildung 4.2(b)) und anschließender Abtrennung mit einer Probendicke von 1,5 mm.

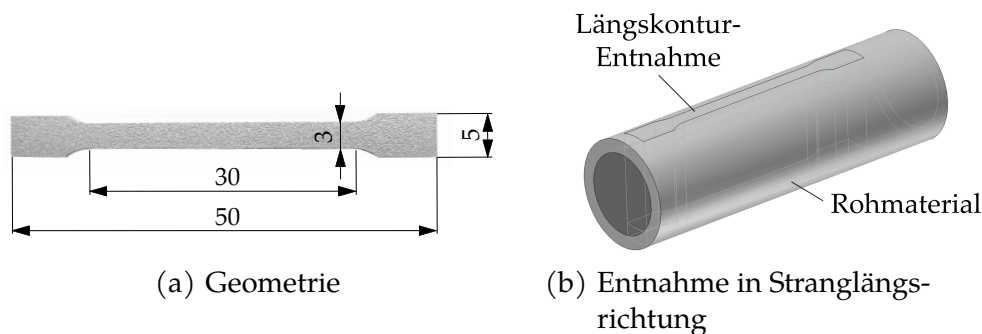
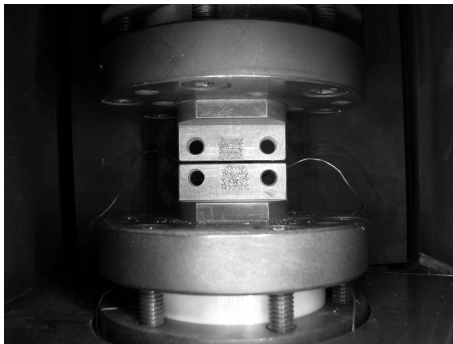


Abbildung 4.2: Abmessungen und Entnahme der Miniaturzugprobe [4]

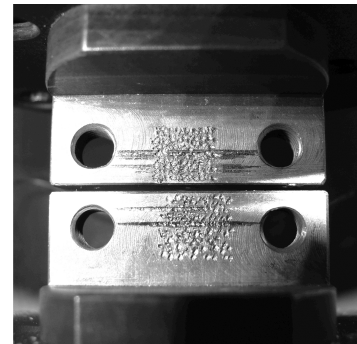
Die Erzeugung eines einachsigen Spannungszustandes innerhalb des Messbereichs der Miniaturprobe setzt eine exakte Ausrichtung der Probeneinspannungen voraus. Ein Zusammenfahren der Einspannungen ermöglicht die exakte Ausrichtung der Anlageflächen zueinander. Eine Verdrehung oder ein horizontaler Versatz der Einspannungen wird auf ein Minimum reduziert und der Torsions- bzw. Biegeanteil während des Zugversuches gering gehalten (Abbildung 4.3(a)). Für eine höhere Haftung der Probe in den Einspannungen erfolgt ein mechanisches Aufräuen der Anlageflächen wie in Abbildung 4.3(b) zu sehen.

Bei der Durchführung der Zugversuche unter höheren Temperaturen muss die Wärmeausdehnung des Versuchsaufbaus und der Probe berücksichtigt werden. Ist die Probe bereits zu Beginn des Aufheizvorganges sowohl in der unteren als auch in der oberen Einspannung fest eingespannt, bildet sich bei Temperaturerhöhung ein Druckspannungszustand in der Zugprobe aus. Ein über die Kraft gesteuerter Ausgleich ist wegen der geringfügigen Erwärmung des Kraftaufnehmers und der daraus resultierenden Änderung des Nullpunktes aufgrund dessen Temperaturganges nicht möglich. Die Probe wird daher zunächst bei Raumtemperatur ausgerichtet und mithilfe einer Andruckplatte und zweier Schrauben in der unteren Einspannung fixiert (Abbildung 4.4). Nach Erreichen der entsprechenden Versuchstemperatur erfolgt durch kurzzeitiges Öffnen der Temperierkammer und Anziehen der Schrauben der

oberen Andruckplatte die Fixierung des oberen Bereichs. Das Ablaufprogramm innerhalb der Prüfmaschinensteuerung startet erst nach dem Ausgleich der Temperaturänderung, die aufgrund des Öffnens der Kammertür und des damit verbundenen Wärmeverlustes auftritt.



(a) Ausrichten der Einspannelemente (Minimierung der Verdrehung und des horizontalen Versatzes zueinander)



(b) Aufrauung der Anlageflächen für eine erhöhte Haftung der Zugprobe

Abbildung 4.3: Einspannelemente der Zugvorrichtung

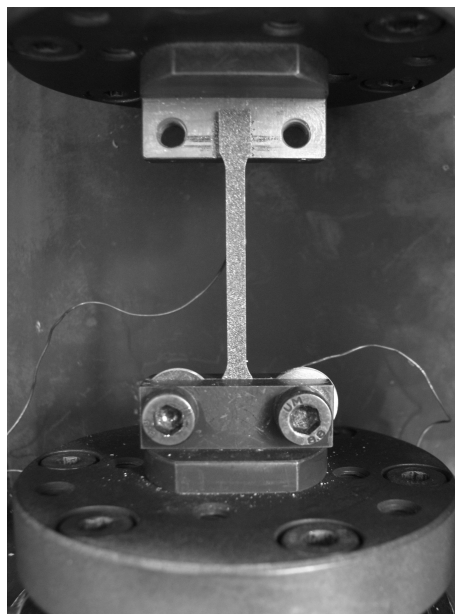


Abbildung 4.4: Fixierung der Zugprobe zu Beginn des Aufheizvorganges

4.1.1 Temperaturfeld

Das Thermografiesystem „VarioCam hr head 640“ von Infratec dient zur Messung der Temperaturverteilung über der Zugprobe. Das Sichtfenster der Temperierkammer wird daher durch eine Scheibe aus Zinksulfid ersetzt, die eine besonders hohe Durchlässigkeit im langwelligen Spektralbereich von 8 – 12 μm aufweist. Eine vergleichende Temperaturmessung mit einem beheizbaren, schwarzen Strahler ermöglicht die Bestimmung des Transmissionskoeffizienten für den verwendeten Aufbau. Die Zinksulfidscheibe als auch die Luft zwischen dem schwarzen Strahler bzw. später der Zugprobe und der Thermografiekamera führen

zu einem Transmissionskoeffizienten von 0,68. Zusätzlich erfolgt die Temperaturmessung an der Zugprobe mit einem Thermoelement zur Steuerung des Gaserhitzers. Eine Nutzung des Thermografiesystems während des eigentlichen Zugversuches ist für diesen Zweck hier nicht möglich, da eine Deformationsanalyse mittels Grauwertkorrelation durchgeführt werden soll und beide Systeme aufgrund der unterschiedlichen benötigten Scheiben nicht zur gleichen Zeit Anwendung finden können.

Die Untersuchungen zum Temperaturfeld finden gemäß Thermoelement bei einer Proben-temperatur von 225 °C statt. Diese liegt nur 3 K über der durchschnittlichen Proben-temperatur, die die Messung mittels Thermografiesystem ergab. Das Thermoelement erweist sich damit als zuverlässige Möglichkeit zur Steuerung des Gaserhitzers und damit der Proben-temperatur. Im Messbereich der Zugprobe zeigt sich eine maximale Temperaturdifferenz von ca. 2 K und eine Standardabweichung von 0,4 K entsprechend Abbildung 4.5. Es besteht somit ein weitestgehend homogenes Temperaturfeld. Im unteren Bereich der Zugprobe, direkt oberhalb der unteren Einspannung, tritt scheinbar eine deutliche Temperaturerhöhung auf. Die Ursache liegt in einer Reflexion durch die Scheibhalterung der Temperaturkammer, die zu einer scheinbaren starken räumlich begrenzten Temperaturerhöhung von ca. 2,5 K führt. Unterhalb dieser Erscheinung fällt die Temperatur aufgrund der Nähe zur unteren Einspannung stark ab. Diese befindet sich im Vergleich zur oberen Einspannung näher am Kammerausgang, weswegen ein höherer Wärmeverlust auftritt.

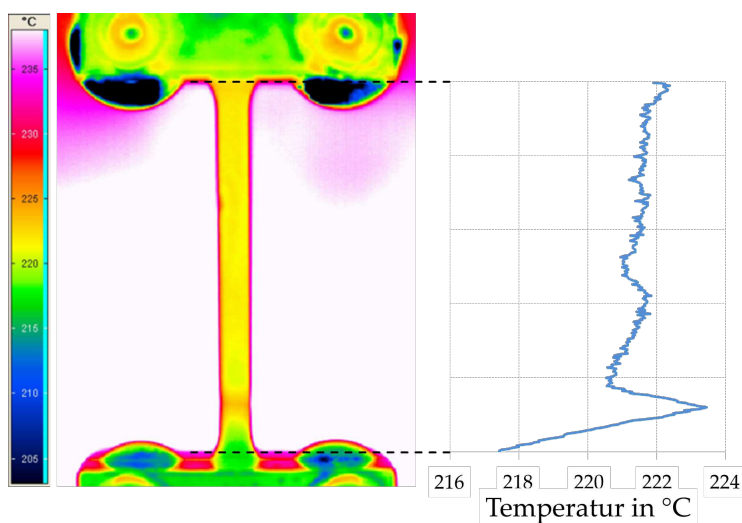


Abbildung 4.5: Thermografie-Aufnahme einer Zugprobe mit einer Messung der Temperaturverteilung über die Probenhöhe

4.1.2 Dehnungsmessung

Die Messung der Dehnung erfolgt durch die Grauwertkorrelation und den Traversenweg. Die Grauwertkorrelation gehört zu den Verfahren der digitalen Bildverarbeitung, das im zweidimensionalen Fall zwei Bilder verschiedener Objektzustände (z. B. unbelastet und belastet) mittels eines Korrelationsverfahren miteinander vergleicht und so das Verschiebungsfeld an vorher definierten Punkten bestimmt. Die genauen Algorithmen für die Korrelation

der Grauwerte und damit für die Bestimmung des Verschiebungsfeldes hängen von der verwendeten Grauwertkorrelationssoftware ab. Ausführlichere Erläuterungen zur Grauwertkorrelation finden sich in [87–90]. Zum Einsatz kommt das kommerzielle Grauwertkorrelationsprogramm VEDDAC 4.0 der Firma CWM GmbH. Die Abschätzung der Genauigkeit dieses Messverfahrens findet mithilfe eines DMS-Ansetzaufnehmers statt.

DMS-Ansetzaufnehmer gehören zur Gruppe der berührenden Dehnungssensoren. Der verwendete Aufnehmer besitzt eine DMS-Vollbrücke und weist eine Genauigkeitsklasse gemäß EN ISO 9513 von 0,5 auf. Die beiden Messschneiden des DMS-Ansetzaufnehmers halten über Klemmkräfte an der Zugprobe (Abbildung 4.6). Eine Dehnung der Zugprobe führt nun zu einer Änderung des Abstandes der Messschneiden. Diese Längenänderung bildet die Basis der Dehnungsermittlung. Es ergibt sich eine maximale Abweichung von 3 % zwischen dem Ergebnis des DMS-Ansetzaufnehmers und der Grauwertkorrelation. Diese hinreichend genaue Dehnungsmessung mittels Grauwertkorrelation findet aufgrund der berührungslosen Messweise auch bei höheren Temperaturen nachfolgend Anwendung. Der Einsatz des DMS-Ansetzaufnehmers ist nur für Raumtemperatur und geringe Dehnungen möglich.

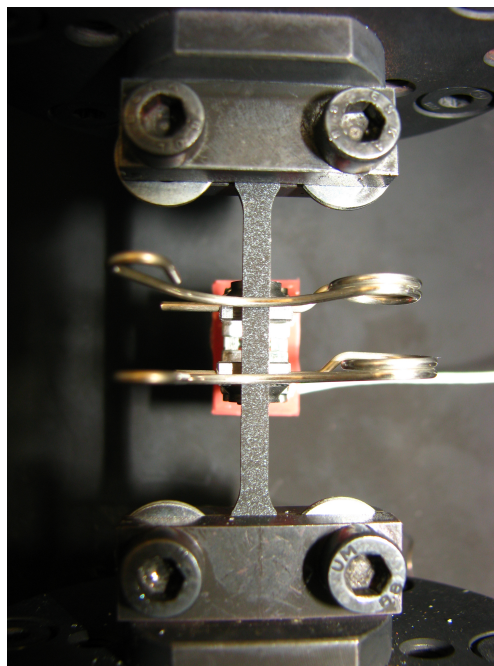


Abbildung 4.6: Applikation des DMS-Ansetzaufnehmers an einer Zugprobe bei Raumtemperatur

Bei der Vielzahl von 24 Proben je Material gestaltet sich die Verwendung der Grauwertkorrelation als aufwendig, weshalb eine vereinfachte Auswertemethode zum Einsatz kommt. Mittels drei Referenzmessungen bei höheren Temperaturen kann dem jeweiligen Traversenweg eine Längsdehnung der Zugprobe zugewiesen werden. Das daraus errechnete, durchschnittliche Verhältnis berücksichtigt die Elastizitäten im Versuchsaufbau und wird für alle weiteren Dehnungsberechnungen, die auf der Messung des Traversenwegs basieren, verwendet. Die Übertragung dieses Verhältnisses erscheint aufgrund des identischen Versuchsaufbaus, gleicher freier Probenlängen und ähnlicher Zugprobensteifigkeiten als zulässig.

4.2 Versuchsprogramm

Die verschiedenen untersuchten Parameterkombinationen sind in Tabelle 4.1 aufgelistet. Je Parameterkombination wurden zwei Versuche durchgeführt. Die maximale Verschiebung der oberen Einspannung ist durch die Abmessungen der Temperierkammer beschränkt. Diese beträgt 25 mm und teilt sich in 5 Stufen auf, wobei nach jeder Stufe eine Haltezeit von 180 s folgt. Der Traversenweg bleibt während der Haltezeit unverändert. Es findet somit währenddessen keine Entlastung statt. Der Versuchsablauf ist exemplarisch für eine Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ in Abbildung 4.7 dargestellt.

Tabelle 4.1: Versuchsplan - Zugversuche

Temperatur T in °C	20	250	300	350
Dehnungsgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ in s^{-1}	$5 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-2}$ $5 \cdot 10^{-3}$ $5 \cdot 10^{-5}$	$5 \cdot 10^{-3}$

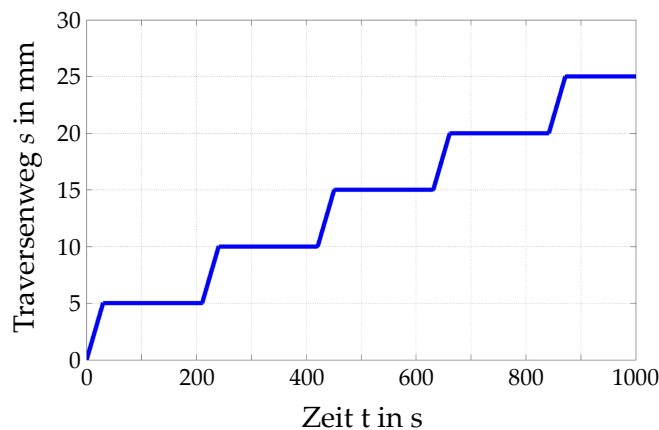


Abbildung 4.7: Traversenweg über der Zeit exemplarisch für eine Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

4.3 Ergebnisse

Die Auswertung der Zugversuche erfolgt auf Basis der wahren Spannung σ_w und der logarithmischen Dehnung φ , die sich nach Gleichung (4.1) und (4.2) berechnen lassen.

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0} \cdot \left(\frac{\Delta l}{l_0} + 1 \right) \quad (4.1)$$

$$\varphi = \ln \left(\frac{\Delta l}{l_0} + 1 \right) \quad (4.2)$$

Die nachfolgend vorgestellten Fließkurven gelten sowohl für den Zugbereich als auch für den Druckbereich. Diese Annahme ist zulässig, wie die Ergebnisse von Noster [91] zeigen. Die bei Raumtemperatur ausgeprägte Zug-Druck-Anisotropie im stranggepressten Werkstoff nimmt mit steigender Temperatur ab. Bei 300 °C kann ein vollständiger Angleich der Fließkurven im Zug- und Druckbereich beobachtet werden.

4.3.1 AA6082

Die Ergebnisse der Aluminium-Zugversuche mit einer Temperatur von $T = 300\text{ °C}$ sind in Abbildung 4.8 für verschiedene Dehnungsgeschwindigkeiten dargestellt. Es zeigt sich eine Steigerung der Fließspannung mit steigender Dehnungsgeschwindigkeit. Bei allen Fließkurven kann ein entfestigendes Verhalten der Aluminiumlegierung festgestellt werden. Das Ausbleiben der sofortigen Einschnürung der Probe ist auf das geschwindigkeitsabhängige Verhalten des Aluminiums zurückzuführen. Im Bereich einer Einschnürung konzentriert sich die Deformation, und es tritt aufgrund der konstant bleibenden Traversengeschwindigkeit eine höhere Dehnungsgeschwindigkeit in diesem Bereich auf. Dies führt zu einer Verfestigung und damit zur Stabilisierung der Probe. Die Einschnürung und der Bruch der Zugproben treten daher erst während der 2. Umformstufe auf.

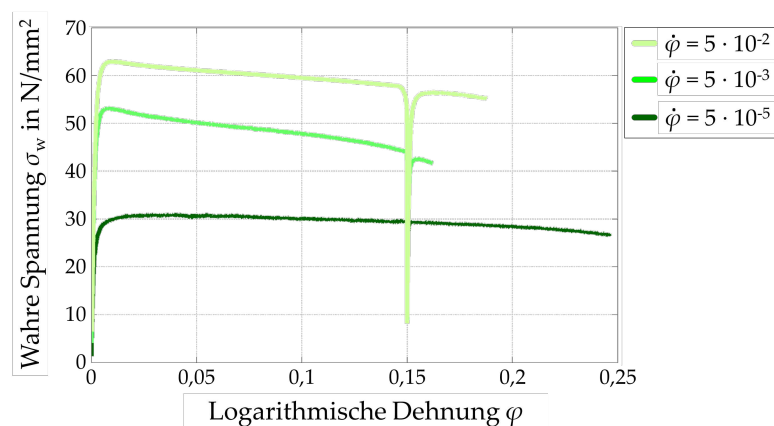


Abbildung 4.8: Fließkurven von stranggepresstem AA6082 bei einer Temperatur von $T = 300\text{ °C}$ und verschiedenen Dehnungsgeschwindigkeiten

Die Ergebnisse der Zugversuche mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ sind in Abbildung 4.9 für verschiedene Temperaturen dargestellt. Es zeigt sich eine deutliche Verringerung der Fließspannung mit steigender Temperatur. Bei höheren Temperaturen erfolgt ein Übergang vom verfestigenden Verhalten bei Raumtemperatur hin zu einem geringfügig entfestigenden Verhalten.

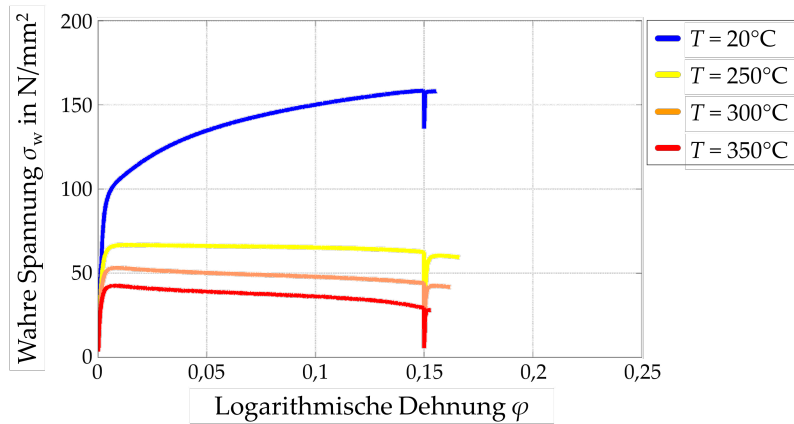


Abbildung 4.9: Fließkurven von stranggepresstem AA6082 bei einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und verschiedenen Temperaturen

Während der Haltezeiten zeigt sich vor allem von 250 °C bis 350 °C ein extremer Spannungsabfall. Der Kraft-Zeit-Verlauf wird exemplarisch jeweils für eine Zugprobe bei Raumtemperatur und bei 300 °C in Abbildung 4.10 gezeigt. Es lassen sich typische Relaxationskurven und damit ein viskoses Materialverhalten erkennen.

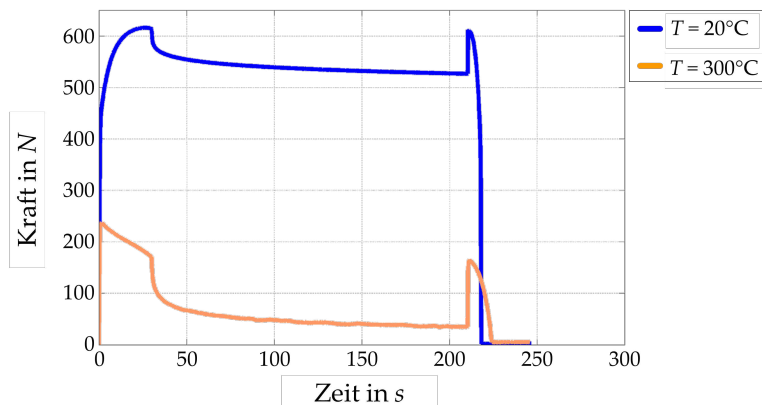


Abbildung 4.10: Kraft-Zeit-Verläufe von Zugversuchen mit stranggepresstem AA6082-Zugproben bei einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und verschiedenen Temperaturen

4.3.2 AZ31

Die Ergebnisse der Magnesium-Zugversuche bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ sind in Abbildung 4.11 für verschiedene Dehnungsgeschwindigkeiten dargestellt. Es zeigt sich eine enorme Steigerung der Fließspannung mit steigender Dehnungsgeschwindigkeit. Des Weiteren kann ein verfestigendes Fließverhalten festgestellt werden. Das verfestigende und geschwindigkeitsabhängige Verhalten von AZ31 ermöglicht Dehnungen bis zu 0,59 ohne eine Einschnürung. Eine entsprechende Probe ist in Abbildung 4.12 gezeigt.

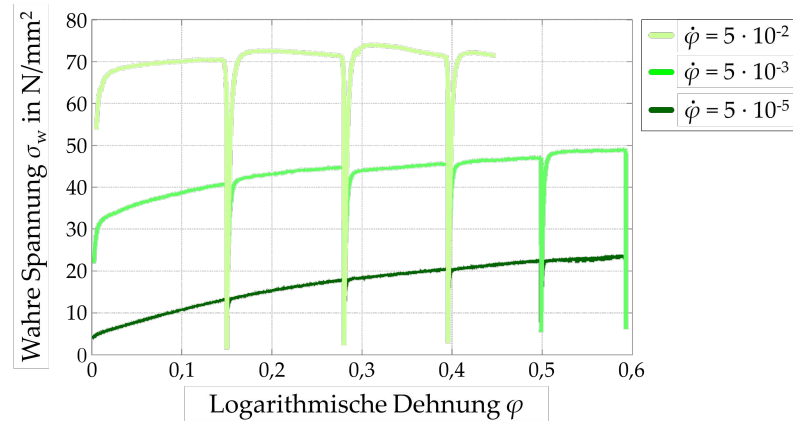


Abbildung 4.11: Fließkurven von stranggepresstem AZ31 bei einer Temperatur von $T = 300\text{ °C}$ und verschiedenen Dehnungsgeschwindigkeiten



Abbildung 4.12: Zugproben aus AZ31 vor (oben) und nach (unten) dem Zugversuch

Die Ergebnisse der Zugversuche mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sind in Abbildung 4.13 für verschiedene Temperaturen dargestellt. Es zeigt sich eine deutliche Verringerung der Fließspannung mit steigender Temperatur.

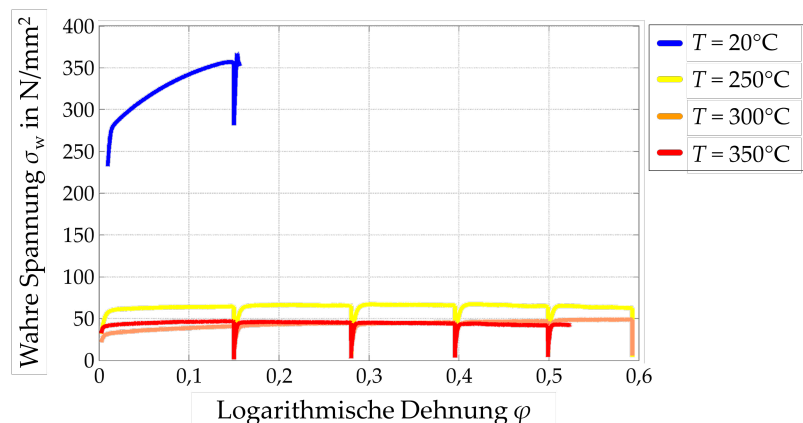


Abbildung 4.13: Fließkurven von stranggepresstem AZ31 bei einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und verschiedenen Temperaturen

Bei Betrachtung von Abbildung 4.13 zeigt sich bei 350 °C zunächst eine geringfügig höhere Fließspannung als bei 300 °C . Es wird vermutet, dass in den Zugproben bei höherer Temperatur bereits Rekristallisationsvorgänge ablaufen, die zu einer Festigkeitssteigerung führen.

5 Verbundeigenschaften nach der Umformung des stranggepressten Halbzeugs

Das stranggepresste Halbzeug stellt mit seiner Geometrie kein anwendungsorientiertes Bauteil dar. Für eine praxisnahe Form muss das Halbzeug komplexe Umformprozesse durchlaufen, die die Eigenschaften des Verbundes verändern. Nachfolgend werden daher zunächst die für die Probenherstellung verwendeten Umformverfahren hinsichtlich des Werkstoffflusses in Bezug auf den vorhergehenden Strangpressvorgang näher vorgestellt. Zu den untersuchten Verbundeigenschaften nach der Umformung des stranggepressten Halbzeugs zählen der Eigenspannungszustand nach dem Rastegaev-Stauchversuch und die Grenzschichtfestigkeit nach verschiedenen Gesenkschmiedeprozessen.

5.1 Umformverfahren und -vorrichtung

Prinzipiell werden die Vorgänge innerhalb eines Gesenks nach [57, 58] in die Schmiedeprozesse Stauchen, Breiten und Steigen unterteilt. Näheres dazu findet sich in Abschnitt 2.3. Das Stauchen ist im Falle des vorliegenden Werkstoffverbundes durch einen Werkstofffluss parallel zur Strangpressrichtung gekennzeichnet, d. h. hauptsächlich parallel zur Werkzeugbewegung (Abbildung 5.1(a)). Beim Breiten erfolgt der Werkstofffluss im Wesentlichen senkrecht zur Werkzeugbewegung und damit radial im Querschnitt des Halbzeugs (Abbildung 5.1(b)). Beim Steigen hingegen vollzieht sich der Werkstofffluss parallel gegen die Werkzeugbewegung (Abbildung 5.1(c)). Bei diesem Schmiedeprozess kommt ein Gesenk mit Gravur zum Einsatz, worin ein weiterer Unterschied zum freien Stauchen und Breiten (zwei plane Gesenke) besteht. Die Beschreibung des zur Verfügung gestellten Experimentierstandes sowie der durchgeführten Schmiedevorgänge mit teilweise vom Standardhalbzeug abweichender Halbzeuggeometrie sind ebenfalls Teil dieses Abschnittes.

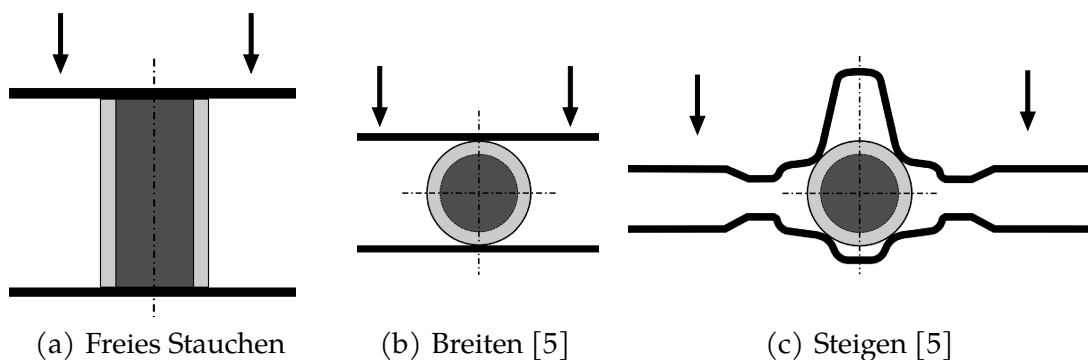


Abbildung 5.1: Kinematik der Schmiedeprozesse

5.1.1 Stauchversuch nach Rastegaev

Der Umformprozess des Stauchens wird maßgeblich durch die Reibung an den Kontaktflächen beeinflusst. Der Rastegaev-Stauchversuch beschreibt ein freies Stauchen mit einer besonderen Probenform, die durch Verringerung der Reibung eine möglichst homogene Stauchung ermöglichen soll. Anhand dieser Rastegaev-Proben erfolgt in Abschnitt 5.2 die Eigenstressanalyse für das weiterverarbeitete Halbzeug.

Probengeometrie

Die Stirnflächen der Rastegaev-Stauchproben enthalten eine Schmierstofftasche entsprechend Abbildung 5.2. Die Befüllung dieser erfolgt bei Raumtemperatur mit Schmiermittel, das dann bei der Umformung und dem damit verbundenen hohen axialen Druck unter hydrostatischem Druck steht. Das Schmiermittel übt dadurch auf die Wulstinnenseite eine radiale Kraft aus und wirkt der Reibkraft an der Stirnfläche der Wulst entgegen. Die Schmierstofftasche reduziert daher nicht nur den reibungsbehinderten Flächenanteil, sondern führt durch die Umformung zu einem Austritt des Schmierstoffes aus der Schmierstofftasche und damit auch zu einer verbesserten Schmierung der Wulststirnfläche [92].

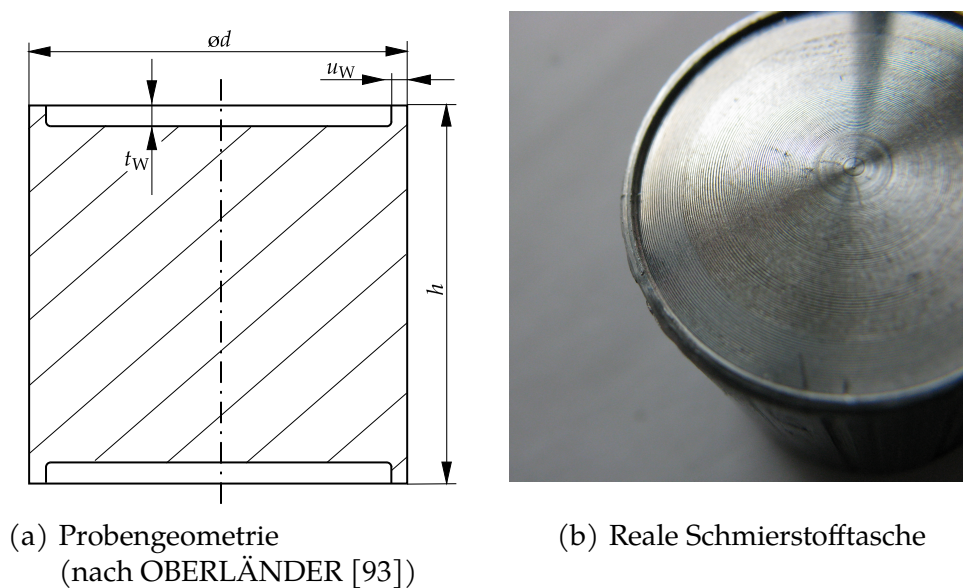


Abbildung 5.2: Zylinderstauchprobe nach Rastegaev

Die Einbringung der Schmierstofftaschen an den Stirnflächen des Verbundes erfolgt über Abdrehen. Die Höhe der Proben h beträgt inklusive Wulst 20 mm. Die Wulst selbst hat eine Breite u_W von $0,595 \pm 0,088$ mm und eine Höhe t_W von $0,231 \pm 0,039$ mm. Die geometrischen Abmessungen der Wulst folgen der Empfehlung von Krokha [94], wonach die Stauchung einen hohen Grad an Homogenität beibehält, wenn entsprechend Gleichung (5.1) Breite und Höhe der Wulst in einem bestimmten Verhältnis stehen. Bei einem Werkstoff mit einer Querkontraktionszahl von ν von 0,3 und einer Wulstbreite von 0,6 mm gilt eine Wulsthöhe von 0,26 mm als optimal.

$$t_W = 2,3 \cdot u_W \nu^{1,4} \quad (5.1)$$

Versuchsdurchführung

Für die Durchführung der Rastegaev-Stauchversuche steht die Versuchsvorrichtung, die auch bei den Zugversuchen zum Einsatz kam (Abbildung 4.1), zur Verfügung. Die Einspannungen werden durch gehärtete und polierte Stauchplatten entsprechend Abbildung 5.3 ersetzt. Um die Parallelität der Platten unabhängig von Abweichungen im Versuchsaufbau zu gewährleisten, befindet sich zwischen dem oberen Keramikstempel und der oberen Stauchplatte eine Kugel. Als Schmiermittel kommt eine MoS₂-Paste zum Einsatz, die vor Versuchsbeginn in die beiden Schmierstofftaschen und auf die Stauchplatten aufgebracht wird. Mit Hilfe von Schablonen erfolgt eine exakte Positionierung der Stauchprobe in die Mitte der Stauchplatten. Der Stauchprozess selbst findet bei 300 °C und einer Stempelgeschwindigkeit von 1 mm/min statt. Als Ziel gilt die Reduzierung der Probenhöhe um 50 %.

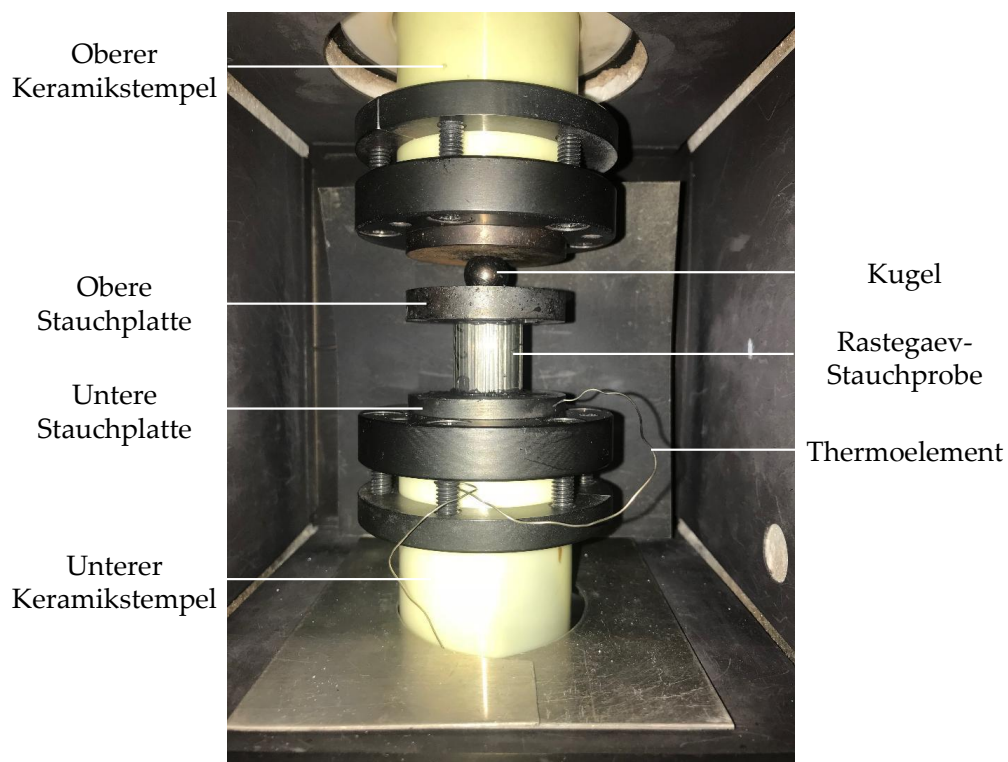


Abbildung 5.3: Versuchsaufbau Zylinder-Stauchversuch mit Rastegaev-Probe

Im Anschluss an die Umformung kühlen die Proben langsam an der Luft ab. In Abbildung 5.4 sind die Ausgangsgeometrie und zwei Stufen der Umformung gezeigt. Es lässt sich eine geringfügige Abweichung zur homogenen Stauchung feststellen.

5.1.2 Gesenkschmieden

Das Gesenkschmieden unterscheidet sich vom Rastegaev-Stauchversuch insbesondere in der deutlich höheren Umformgeschwindigkeit. Für die Umformung der Halbzeuge steht die Doppelständer-Exzenterpresse PED 100.3-S4 der Firma Raster Zeulenroda (Abbildung 5.5) an der Professur Virtuelle Fertigungstechnik, TU Chemnitz zur Verfügung. Mit einer Nennkraft von 1000 kN und einem Arbeitsraum von 100 mm bietet diese ausreichende Möglich-

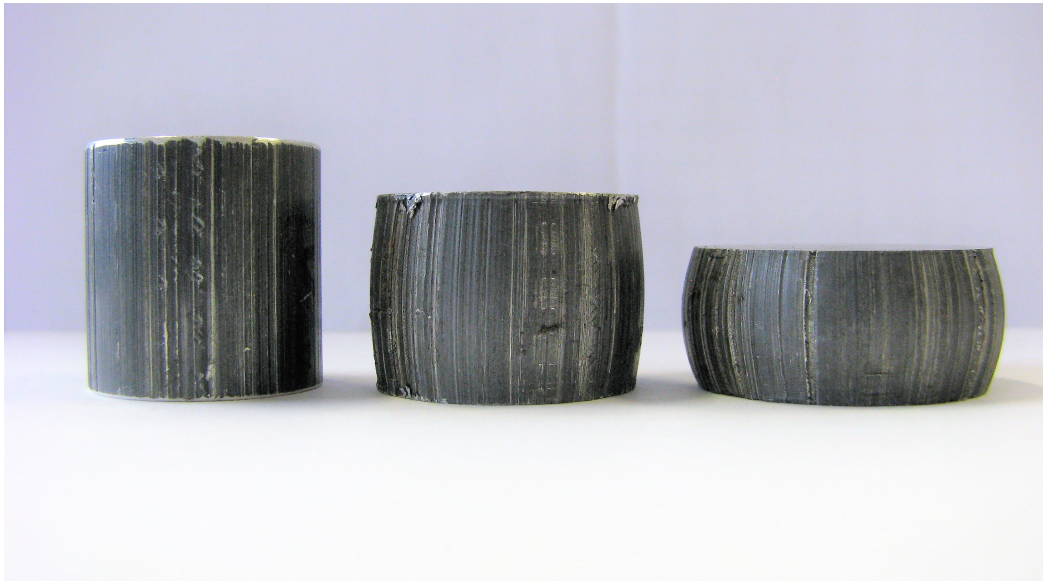


Abbildung 5.4: Zylinder-Stauchproben nach Rastegaev (Links: ungestaucht, Mitte: 25% Höhe reduziert, Rechts: 50% Höhe reduziert)

keiten, Strangabschnitte bis zu einer Länge von 70 mm umzuformen. Informationen zur Arbeitsweise von Doppelständer-Exzenterpressen finden sich in [58]. Für die Temperierung der Halbzeuge steht ein Kammerofen in unmittelbarer Nähe der Exzenterpresse zur Verfügung. Ein auf Molybdän basierender Schmierstoff liefert aufgrund seiner guten viskosen Eigenschaften und Benetzungsfähigkeit eine sichere und reproduzierbare Schmierung [5].



Abbildung 5.5: Verwendeter Experimentierstand an der Professur Virtuelle Fertigungslehre mit Doppelständer-Exzenterpresse PED 100.3-S4 (rechts) und einem Kammerofen (links) [5]

Die durchgeführten Umformprozesse lassen sich sowohl nach dem verwendeten stranggepressten Ausgangsmaterial als auch nach dem Umformverfahren unterteilen. Für das freie Stauchen und das Breiten wird die Standardkonfiguration des Verbundes verwendet. Diese entspricht einem Manteldurchmesser d_{Mantel} von 20 mm und einem Kerndurchmesser d_{Kern} von 14,5 mm. Der sich daraus ergebende Massenanteil des Magnesiums beträgt ca. 53 %. Die Schmiedeprozesse mit der Standardkonfiguration des Verbundes sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. Die Proben mit identischer Ausgangs- und Endhöhe beim Stauchen dienen der Schaffung von Vergleichswerten. Die Notwendigkeit ergibt sich aus dem Grenzschichtwachstum aufgrund der Wärmbehandlung in Vorbereitung der Schmiedeprozesse. So ist gewährleistet, dass allein der Einfluss der Umformung auf die Grenzschichtfestigkeit identifiziert wird und nicht der Einfluss der Wärmebehandlung.

Tabelle 5.1: Versuchsplan - Gesenkschmieden mit einem rotationssymmetrischen Verbund, der ein Durchmesser Verhältnis $d_{\text{Mantel}}/d_{\text{Kern}}$ von 20 mm/14,5 mm aufweist

Gesenkschmieden	Ausgangshöhe	Endhöhe	Anzahl Versuche je Parametersatz
Stauchen	50 mm	50 mm	3
		40 mm	
		30 mm	
		20 mm	
Breiten	20 mm	14 mm	2
		12 mm	
		10 mm	

Bei den Untersuchungen zum Schmiedeprozess Steigen stellt sich die Problematik der geringen Wandstärke von 2,75 mm, die zu einer kritischen Ausdünnung des Mantelwerkstoffs führen kann. Die von Feuerhack [5] vorgeschlagenen Optimierungsstrategien beinhalten eine Verkleinerung des Magnesiumkerns und den Versatz des Kerns durch exzentrisches hydrostatisches Strangpressen (Abbildung 5.6). Die Umsetzung beider Vorschläge ist von Förster an der Professur Virtuelle Fertigungslehre realisiert worden [95, 96]. Entsprechende Stränge stehen für den Schmiedeprozess Steigen zur Verfügung. Die verwendeten Varianten der angepassten Verbunde sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Da für die Grenzschichten des stranggepressten Ausgangsmaterials dieser veränderten Stranggeometrien keine Festigkeitskennwerte vorliegen, beinhalten die nachfolgend vorgestellten Biegeversuche zu Vergleichszwecken auch Untersuchungen zu diesem.

Tabelle 5.2: Versuchsplan - Gesenkschmieden Steigen mit unterschiedlichen Durchmesser Verhältnissen $d_{\text{Mantel}}/d_{\text{Kern}}$ und Achsversätzen

Masseanteil Magnesium	$d_{\text{Mantel}}/d_{\text{Kern}}$	Achsversatz s_{Exz} in mm	Anzahl Strangabschnitte
53 %	20 / 14,50	0,25	je 3
		0,50	
		0,75	
47 %	20 / 13,75	0	je 3
29 %	20 / 10,75		

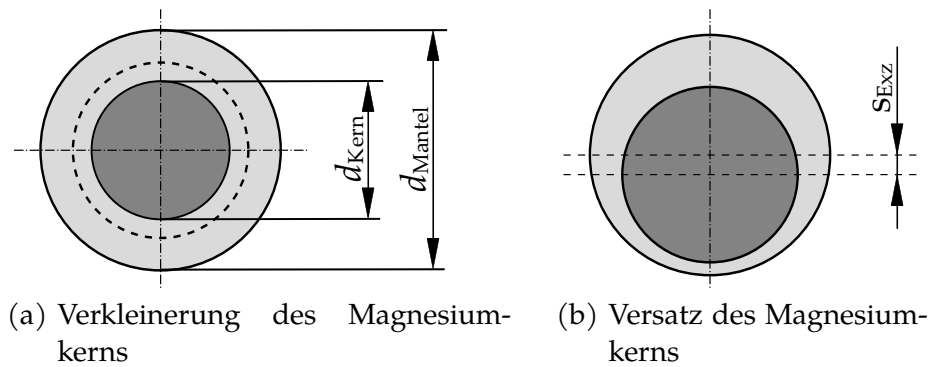


Abbildung 5.6: Optimierungsstrategien beim Strangpressen, um eine kritische Ausdünnung des Mantelwerkstoffes beim anschließenden Umformprozess Steigen zu verhindern

Bei allen Schmiedeprozessen beträgt die Vorheiztemperatur für eine halbe Stunde $350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Das ist notwendig, um bei der Umformung auch im Probeninneren die Umformtemperatur von $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ zu gewährleisten und den auftretenden Wärmeverlust bei der Probenentnahme aus dem Ofen und dem Transport zur Exzenterpresse auszugleichen. Die Gesenke weisen eine Temperatur von $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ auf. Diese Kombination von Proben- und Gesenkttemperatur hat sich bei Feuerhack [5] als vorteilhaft erwiesen und bleibt daher unverändert.

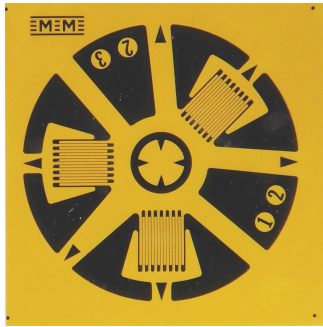
5.2 Eigenspannungszustand

Bei der Kombination von verschiedenen Materialien in einem Werkstoffverbund, dessen Herstellungs- und Einsatztemperatur sich unterscheiden, entstehen aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten α_{therm} zwangsläufig Eigenspannungen. Im vorliegenden Halbzeug betragen diese nach Lehmann [4] bis zu 16 MPa im Bereich der Grenzschicht. Die anschließende für den späteren Einsatz notwendige, weitere Umformung des Halbzeugs verändert den Eigenspannungszustand, weshalb eine erneute Untersuchung erfolgen muss. Diese gibt Aufschluss darüber, ob der Eigenspannungszustand entscheidenden Einfluss auf die Tragfähigkeit des weiterverarbeiteten Verbundes besitzt. Die Untersuchung erfolgt an Proben, die durch den in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen Rastegaev-Stauchversuch umgeformt worden sind.

5.2.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Die am weitesten verbreiteten Methoden zur Messung der Eigenspannungen basieren auf einem Materialabtrag. Dieser ermöglicht den Abbau vorhandener Eigenspannungen, wobei die resultierenden Verformungen gemessen werden und auf den ursprünglichen Eigenspannungszustand geschlossen wird. Bewährt hat sich das Bohrlochverfahren, welches das Einbringen einer Bohrung und der Verformungsmessung u. a. mittels spezieller DMS-Rosette beinhaltet. Durch den Bohrvorgang zusätzlich eingebrachte Verformungen aufgrund thermischer oder mechanischer Beanspruchung der Messstelle sind unbedingt zu vermeiden.

Für die Verformungsmessung kommt die DMS-Rosette EA-13-062RE-120 von Vishay zum Einsatz (Abbildung 5.7). Diese speziell für das Bohrlochverfahren entwickelte Rosette weist drei radial orientierte DMS auf, die sich um die Bohrstelle im Zentrum anordnen. Der mittlere DMS-Durchmesser beträgt 5,13 mm und die Gitterlänge 1,57 mm. Für die Klebung kommt AE10 zum Einsatz.



(a) Draufsicht



(b) Applizierte Rosette auf Rastegaev-Stauchprobe nach dem Stauchvorgang

Abbildung 5.7: Bohrlochrosette EA-13-062RE-120 von Vishay

Das verwendete Eigenspannungsanalyzesystem SINT Restan MTS 3000 von HBM nutzt das High-Speed-Drilling. Dieses Verfahren zielt darauf ab, während des Bohrvorgangs keine weiteren Eigenspannungen einzubringen und damit die gemessenen Dehnungsverläufe nicht zu beeinflussen. Dies wird über die hohe Drehzahl von 400000 Umdrehungen pro Minute der durch Druckluft (5 bar) angetriebenen Turbine ermöglicht. Der Materialabtrag durch den Stirnfräser erfolgt dann nahezu verformungsfrei, was neben den geringen Bearbeitungskräften auch die thermische Beeinflussung gering hält. Die Steuerung des Bohrvorganges, inklusive des Vorschubes durch den Stepper-Motor, ist durch die Betriebssoftware vorgegeben und läuft automatisch ab. Der gesamte Bohrvorgang wird in eine vom Anwender vorgegebene Anzahl von Schritten unterteilt. Nach jedem dieser Schritte erfolgt eine Unterbrechung des Bohrvorschubes und die Messung der aktuellen Dehnungsanzeige. Als Ergebnis stehen damit die gemessenen Dehnungen über den Vorschub lediglich für diskrete Punkte zur Verfügung. Eine direkte Zuordnung des Vorschubes zur Bohrtiefe t kann nur mit begrenzter Genauigkeit vorgenommen werden, da die Definition des Nullpunktes (Bauteiloberfläche) technisch schwierig ist. Des Weiteren ermöglicht diese Vorgehensweise keine kontinuierliche Messung der Dehnungen. Schwankungen im Messverlauf, wie sie zum Beispiel bei Unregelmäßigkeiten im Bohrvorgang auftreten, sind nur detektierbar, wenn diese auch ohne Bohrvorschub bestehen bleiben. Das vorhandene Eigenspannungsmesssystem wird daher für eine kontinuierliche Messung erweitert und die Dehnungsverläufe somit exakter darstellbar. Das erlaubt u. a. die korrekte Detektion des Nullpunktes, da der Beginn des Dehnungsanstieges unmittelbar angezeigt wird. Der reale Messaufbau und dessen schematische Darstellung finden sich in Abbildung 5.8 bzw. 5.9. Gleichzeitig erfolgt die Messung der Bohrtiefe über den Vorschub des Fräasers mit einem digitalen Messtaster MT25 der Firma Heidenhain. Der Ablauf des Bohrvorganges durch die Betriebssoftware bleibt dabei bestehen.

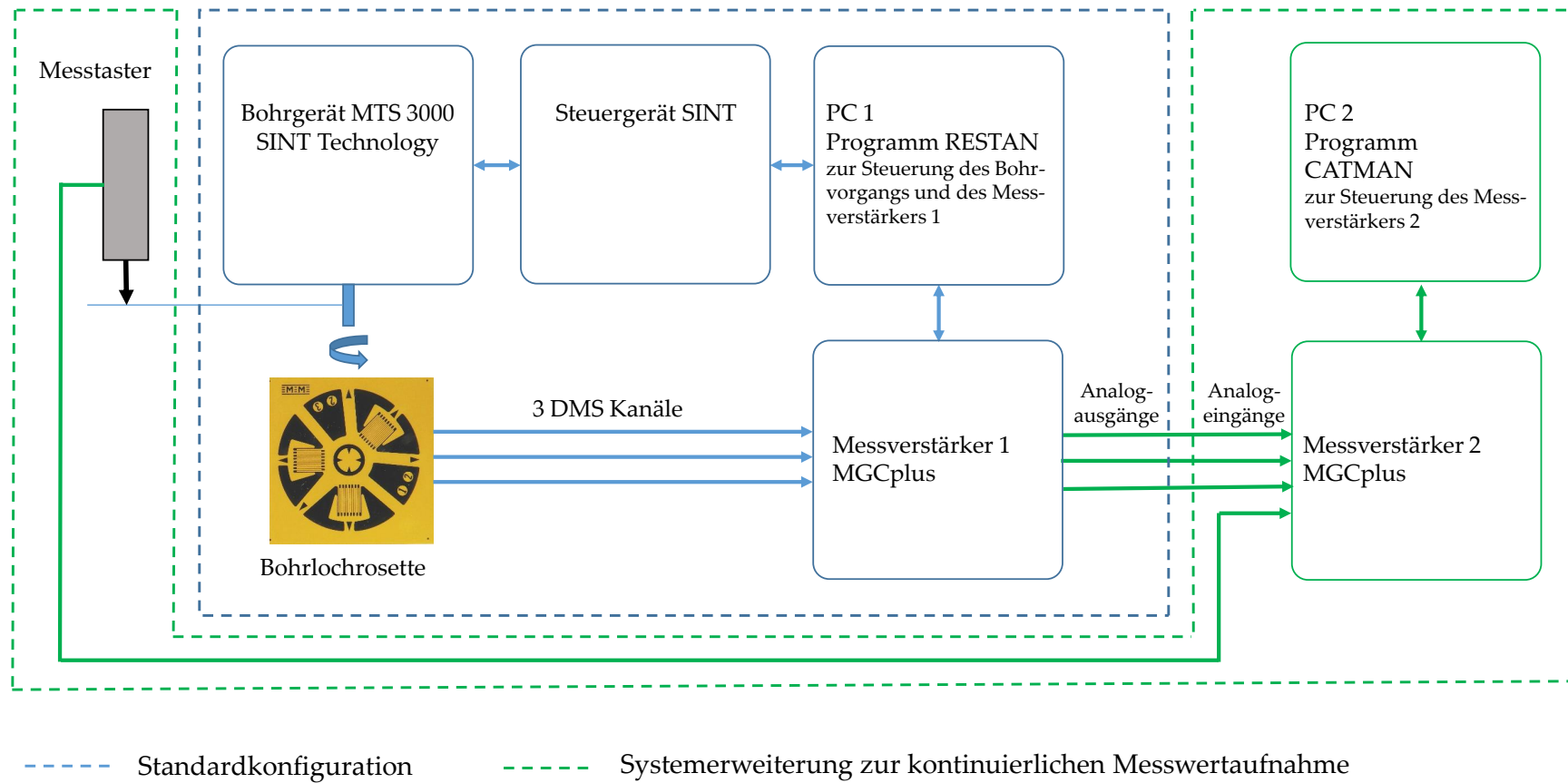


Abbildung 5.8: Erweitertes System zur Eigenspannungsmessung mit kontinuierlicher Messwertaufnahme - schematische Darstellung

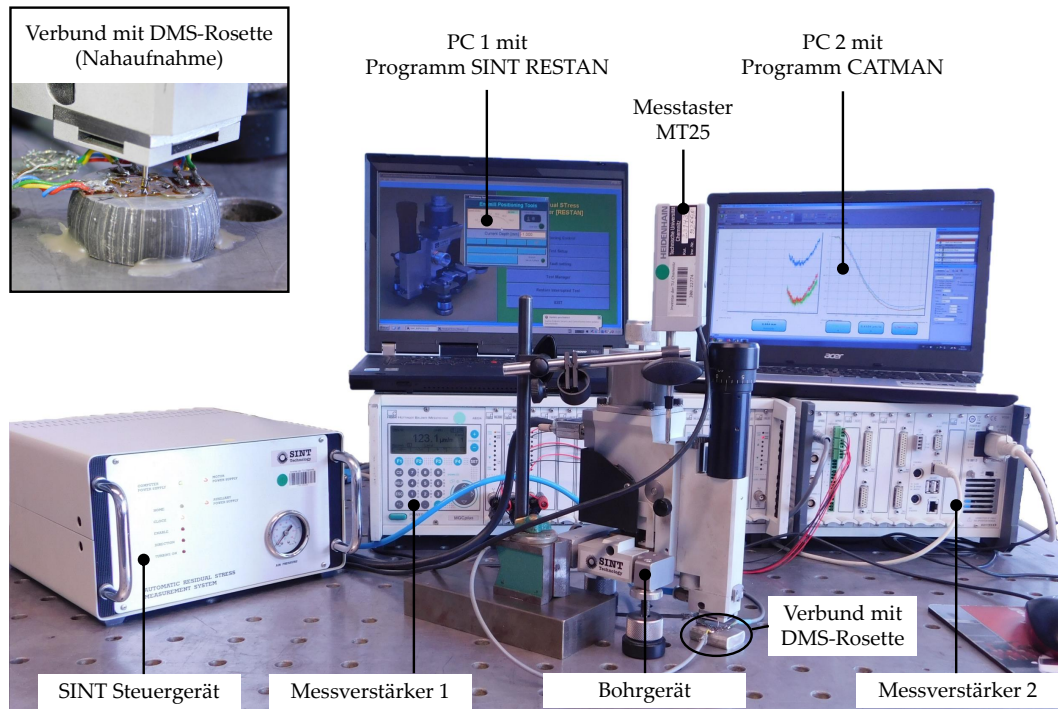


Abbildung 5.9: Erweitertes System zur Eigenspannungsmessung mit kontinuierlicher Messwertaufnahme - realer Aufbau

5.2.2 Auswertemethode

Es existieren in der Literatur verschiedene Auswertemethoden zum Bohrlochverfahren (Abschnitt 2.2.2), die dazu dienen, von den gemessenen Dehnungen auf den ursprünglichen Eigenspannungszustand zu schließen. Die häufig verwendete Kirschsche Lösung geht von einer homogenen Spannungsverteilung über die Tiefe aus. Die Berücksichtigung der Ursachen der Eigenspannungen im vorliegenden Verbund sowie die Erkenntnisse von Lehmann [4] über dessen Abkühlprozess lassen jedoch die Annahme zu, dass das hier nicht der Fall ist. Aus diesem Grund wird eine auf Basis der Entstehungsursachen gestützte numerische Auswertung durchgeführt. Die zugehörige FE-Simulation beinhaltet den Rastegaev-Stauchversuch, den anschließenden Abkühlprozess sowie die Einbringung der Bohrung inklusive Messung der resultierenden Verformung. Im Anschluss erfolgt der Vergleich der auf diesem Wege ermittelten Dehnungen mit dem Experiment. Eine hinreichende Übereinstimmung der Dehnungsverläufe erlaubt über die Betrachtung des Spannungszustandes in der Simulation auf den realen Eigenspannungszustand im Verbund zu schließen. Nachfolgend finden sich eine Beschreibung der FE-Simulation mit deren Randbedingungen und die Vorgehensweise zur Dehnungsermittlung.

Die FE-Simulation erfolgt mittels ABAQUS CAE 6.14-4. Das verwendete rotationssymmetrische Modell mit zusätzlicher r - φ -Symmetrieebene ist in Abbildung 5.10 dargestellt. Ebene Kontaktflächen mit Reibkontakt zum starren Stempel ersetzen die Oberseite der Rastegaev-Proben mit der Schmierstofftasche. Der Reibkoeffizient wird für die beiden Materialien individuell festgelegt und hinsichtlich der bestmöglichen Übereinstimmung mit der realen Geometrie der gestauchten Proben ausgewählt. Dem Stauchprozess schließen sich die Entlastung, der Abkühlprozess von 300 °C auf 20 °C und der Bohrvorgang an.

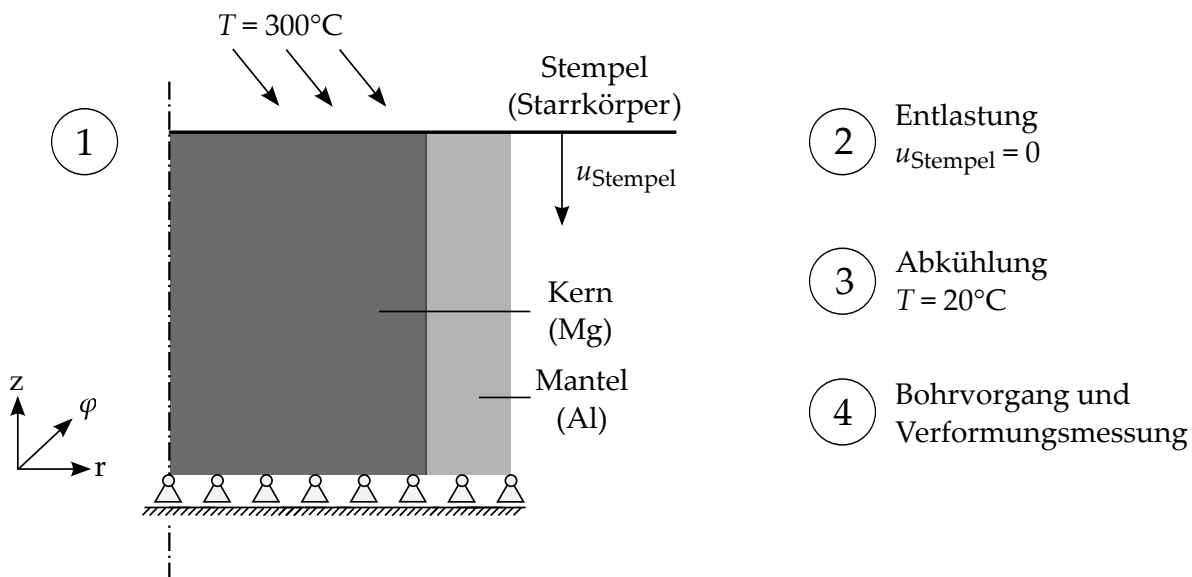


Abbildung 5.10: Randbedingungen und Ablauf der FE-Simulation hinsichtlich der Umformung und der anschließenden indirekten Messung der daraus resultierenden Eigenspannungen über das Bohrlochverfahren

Zu Beginn der Simulation beträgt die Temperatur der Probe 300°C . Da diese Temperatur mit der Temperatur während der Entstehung des Verbundes (Strangpressprozess) übereinstimmt, wird von einem spannungsfreien Ausgangszustand ausgegangen. Die Grenzschicht selbst findet keinen Eingang in die Simulation, sondern lediglich deren stoffschlüssige Verbindung der Grundwerkstoffe. Der Verbund wird daher als ein Körper modelliert und dessen Elementen die Materialeigenschaften der Grundwerkstoffe zugewiesen. Beiden Werkstoffen liegt elastisch-plastisches Materialverhalten zugrunde. Das ist vor allem für die realitätsgetreue Nachbildung des Stauchprozesses wichtig. Der Abkühlprozess sowie der Bohrvorgang laufen im Bereich des elastischen Materialverhaltens ab. Für das plastische Fließverhalten bei 300°C gelten die in Kapitel 4 gezeigten Spannungs-Dehnungs-Verläufe. Für die Implementierung der geschwindigkeitsabhängigen Fließkurven steht die bereits in ABAQUS vorgesehene Eingabe einer quasi-statischen Fließkurve und des Faktors der Fließspannungserhöhung bei entsprechender Rate der plastischen Vergleichsdehnung zur Verfügung. Die direkte Eingabe verschiedener Fließkurven für verschiedene Dehnraten ist nicht möglich. Die sich aus dem verwendeten Stoffgesetz ergebenden Fließkurven werden in einer zusätzlichen Simulation ermittelt. Diese beinhaltet ein Element, welches durch Verschiebungsrandbedingungen eine einachsige Zugbeanspruchung bei entsprechender Dehnraten erfährt. Die an einem beliebigen Gaußpunkt ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurve stellt dann die Fließkurve für das jeweilige Material und Dehnraten dar. Abbildung 5.11 zeigt diese Fließkurven für AZ31 und Abbildung 5.12 für AA6082 zusammen mit den experimentell ermittelten Verläufen. Die numerische quasi-statische Fließkurve entspricht der experimentell aufgenommenen Fließkurve bei $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Eine mögliche Zug-Druck-Anisotropie aufgrund der Halbzeugherstellung findet keine Berücksichtigung in der Simulation. Noster [91] zufolge verschwindet der bei Raumtemperatur festgestellte Einfluss der Beanspruchungsrichtung auf das Verformungsverhalten von stranggepressten AZ31 bei 300°C . Die Fließspannung

bei Raumtemperatur $\sigma_{F,RT}$ für das idealplastische Fließverhalten sowie alle weiteren Materialparameter sind in Tabelle 5.3 zusammengefasst.

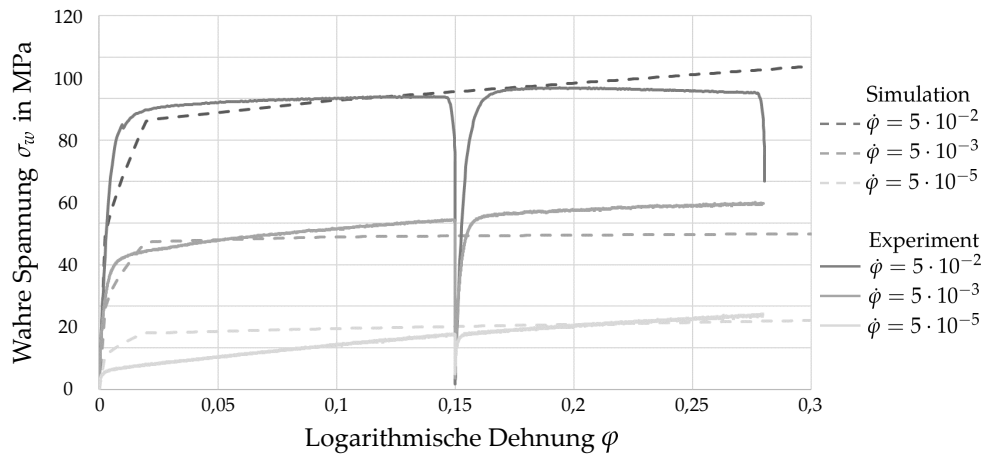


Abbildung 5.11: Fließkurven für AZ31

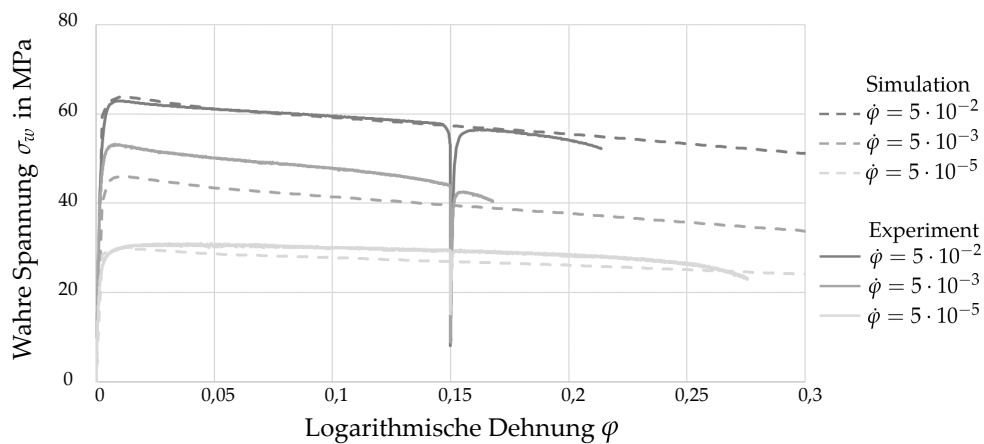


Abbildung 5.12: Fließkurven für AA6082

Tabelle 5.3: Materialparameter der FE-Simulation hinsichtlich der Umformung und der anschließenden Messung der daraus resultierenden Eigenspannungen

Material	E-modul [GPa]	ν	α_{th} [$10^{-5}K^{-1}$]	$\sigma_{F,RT}$ [MPa]
AA6082	70	0,33	2,55	140
AZ31	45	0,35	2,8	250

Die Nachbildung des Materialabtrages während der Bohrung erfolgt durch einen bereits in ABAQUS implementierten Befehl, der die entsprechenden Elementsteifigkeiten auf nahezu null reduziert. Die Elemente haben dann keinen Einfluss mehr auf das Ergebnis der Simulation und gelten damit als gelöscht. Dieses Vorgehen setzt eine Netztopologie voraus, die den Bereich der zylindrischen Bohrung vom übrigen Material abgrenzt. In der vorliegenden Simulation ergab sich die Schwierigkeit, dass durch den der Bohrung vorgeschalteten Umformprozess die Netztopologie entscheidend verändert wird und eine Zylinderform nicht

erhalten bleibt. Es muss daher eine Vernetzung gefunden werden, die nach dem Umformprozess das schrittweise Einbringen einer zylindrischen Bohrung ermöglicht. Abbildung 5.13 zeigt eine solche Netztopologie, deren Ermittlung auf einem iterativen Prozess basiert.

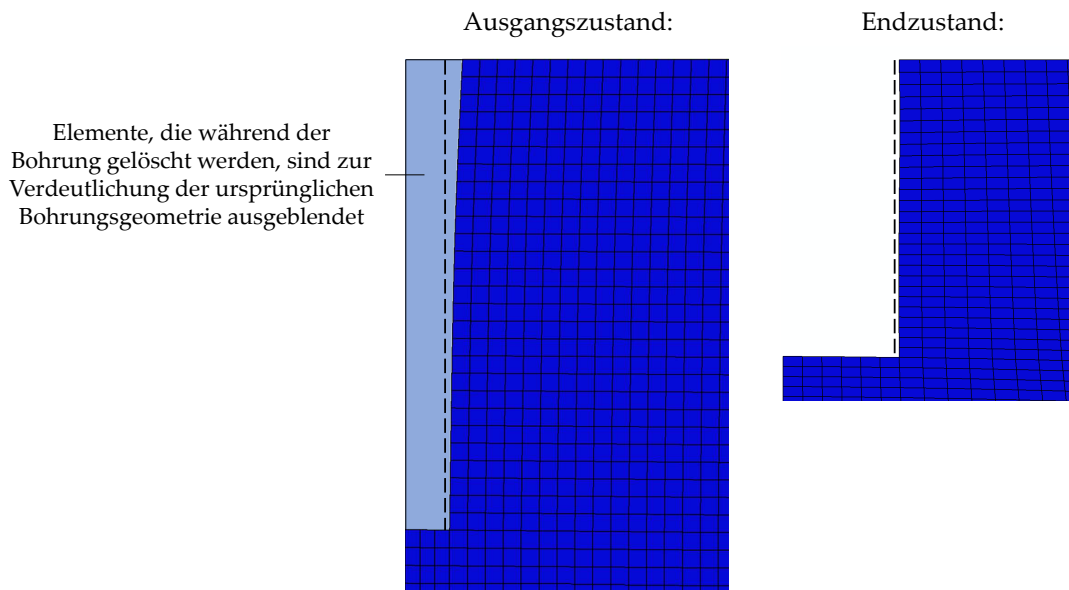


Abbildung 5.13: Vergleich der Netztopologie vor und nach dem RASTEGAEV-Stauchversuch im Hinblick auf die während der Bohrung zu löschenden Elemente

Die Erfassung der Verformung während der Bohrung setzt das Abspeichern der Dehnung an der Probenoberseite im Bereich der Dehnungsmessstreifen (DMS) nach jedem der 28 Bohrschritte voraus. Beachtung finden muss dabei, dass die Verwendung eines rotationssymmetrischen Modells eine Abweichung zum realen Aufbau aufweist, der in Abbildung 5.14 verdeutlicht wird. Lehmann untersuchte die durch die unterschiedlichen Flächen hervorgerufene Verfälschung der Dehnungsanzeige für das Halbzeug auf Basis von FE-Simulationen. Die Abweichung beträgt 10 % und sollte daher Berücksichtigung finden. Um dennoch ein zweidimensionales rotationssymmetrisches Modell verwenden zu können, findet die nachfolgend beschriebene Auswertestrategie Anwendung.

Durch die rotationssymmetrische Simulation sind für die Probenoberseite an diskreten Punkten, den Knoten, die jeweiligen Dehnungswerte ε_r und ε_φ bekannt. Eine auf der Fehlerquadratminimierung basierende Approximation dieser Punkte ergibt die Funktionen $\varepsilon_r(r)$ und $\varepsilon_\varphi(r)$. Der nächste Schritt beinhaltet, wie in Abbildung 5.15 dargestellt, die Zerlegung der Fläche des realen DMS in 20x20 Teilflächen und deren Mittelpunkten M_i sowie den zugehörigen von der Bohrmitte aus gemessenen Radien r_i . Für jeden der Mittelpunkte können basierend auf dem Radius r_i die Dehnungen $\varepsilon_r(r_i)$ und $\varepsilon_\varphi(r_i)$ ermittelt werden. Anschließend muss noch an den Mittelpunkten eine Drehtransformation auf die x -Richtung erfolgen, da DMS unter Vernachlässigung der Querempfindlichkeit nur Dehnungen in Richtung des Gitters anzeigen. Der letzte Schritt beinhaltet die Mittlung der an den 400 Mittelpunkten erhaltenen Dehnung $\varepsilon_x(r_i)$ zur Dehnungsanzeige des DMS. Bei hinreichender Übereinstimmung dieser Dehnungsanzeige mit dem Messergebnis des realen Bohrvorganges kann auch von einer hinreichenden Übereinstimmung der Eigenspannungszustände ausgegangen werden.

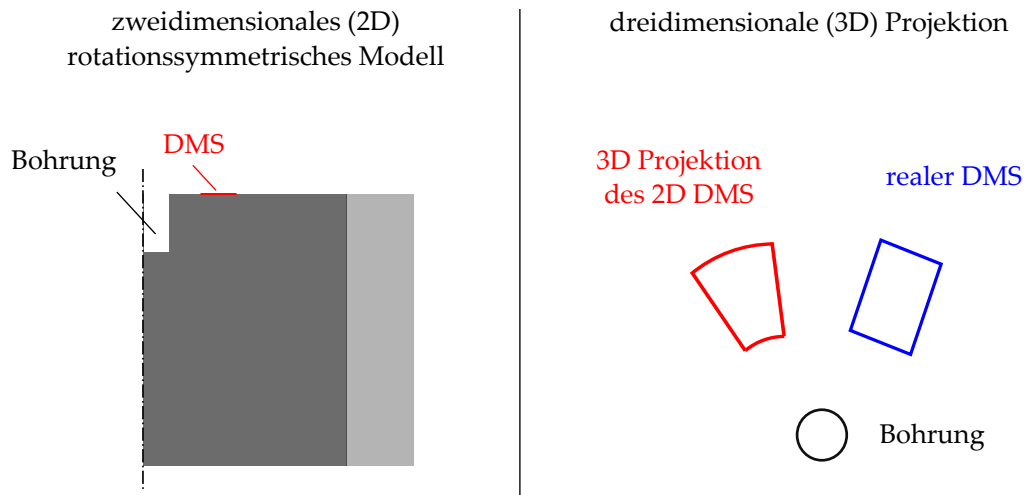


Abbildung 5.14: Unterschied zur realen DMS-Fläche bei Verwendung eines rotationssymmetrischen Modells

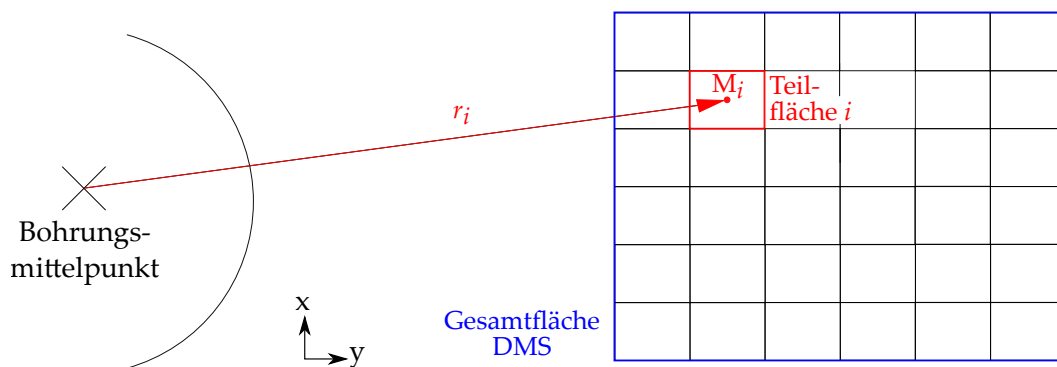


Abbildung 5.15: Schematische Darstellung der Flächenzerlegung des DMS in 6x6 Teilflächen

5.2.3 Ergebnisse

Die beschriebene experimentelle Vorgehensweise und die zugehörige numerische Auswertung finden an zwei gestauchten Proben Anwendung. Sowohl die Unter- als auch die Oberseite der Proben kann verwendet werden, wodurch sich insgesamt vier Bohrstellen ergeben. Diese unterteilen sich in eine Probebohrung und 3 Bohrungen für die weitere Auswertung.

Der rotationssymmetrische Aufbau des Rastegaev-Stauchversuches lässt einen rotationssymmetrischen Eigenspannungszustand vermuten, der sich in identischen Dehnungsverläufen der drei DMS einer Bohrungsrosette äußern würde. Die in Abbildung 5.16 beispielhaft gezeigten Dehnungsverläufe für die Ober- und Unterseite der Probe 2 weichen aber davon ab. Lehmann dokumentierte bereits im Halbzeug Abweichungen des Eigenspannungszustands von der Rotationssymmetrie, die sich dann auch im umgeformten Halbzeug wieder finden. Weitere Gründe für die Abweichung können ungleichmäßige Reibungsbedingungen während des Stauchvorganges sein. Des Weiteren lässt sich feststellen, dass die gemessenen Dehnungen alle im negativen Wertebereich liegen und zumindest im Bereich der Bohrung auf positive Eigenspannungen hindeuten.

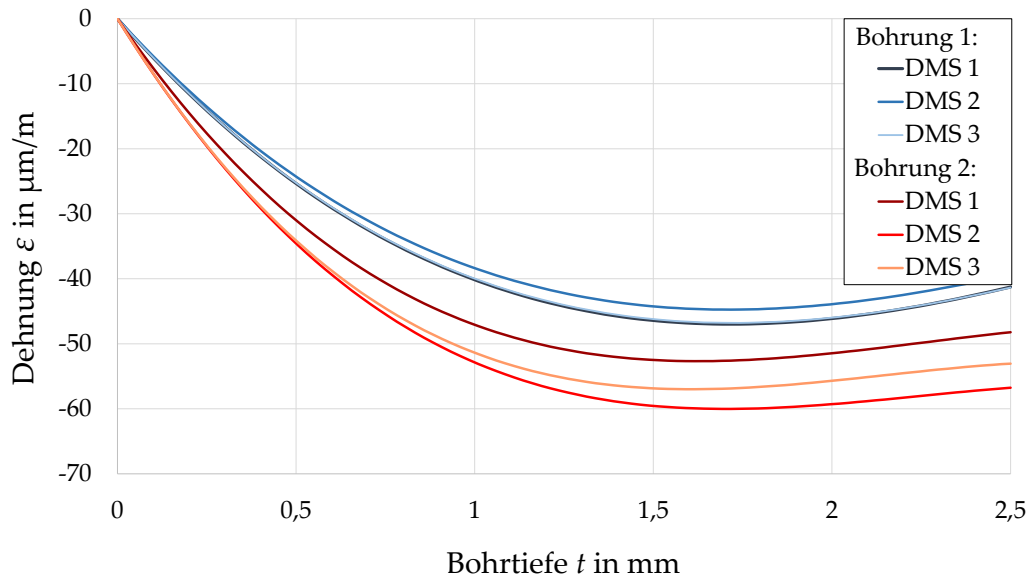


Abbildung 5.16: Gemessene Dehnungsverläufe an der Probe 2 nach dem Rastegaev-Stauchversuch

In Abbildung 5.17 sind die numerischen und experimentell ermittelten Dehnungsverläufe gezeigt. Die Mittlung der drei Dehnungsanzeigen jeder DMS-Rosette dient dem besseren Vergleich mit dem auf Rotationssymmetrie basierenden Ergebnis der numerischen Simulation. Vor allem die Ergebnisse der Probe 1 stimmen sehr gut überein. Die Abweichungen zwischen Experiment und Simulation der Probe 2 betragen maximal zwischen 8 bis 25 %, was 5 bis 15 μm entspricht. Da die Dehnungen im Experiment jedoch betragsmäßig geringer als in der Simulation ausfallen, stellt sich der Eigenspannungszustand in der Simulation kritischer dar als im Experiment.

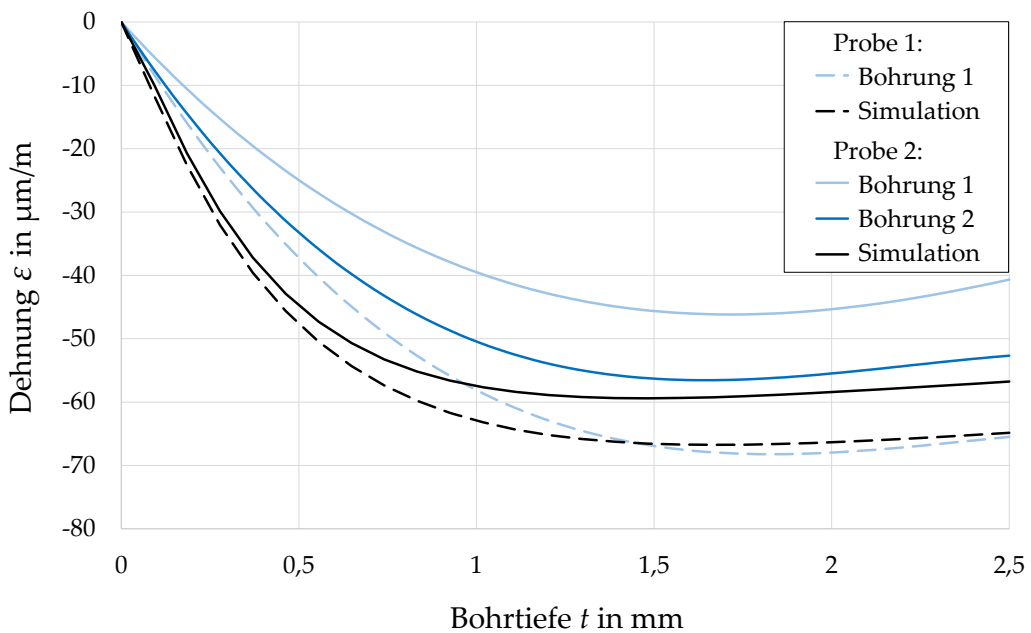
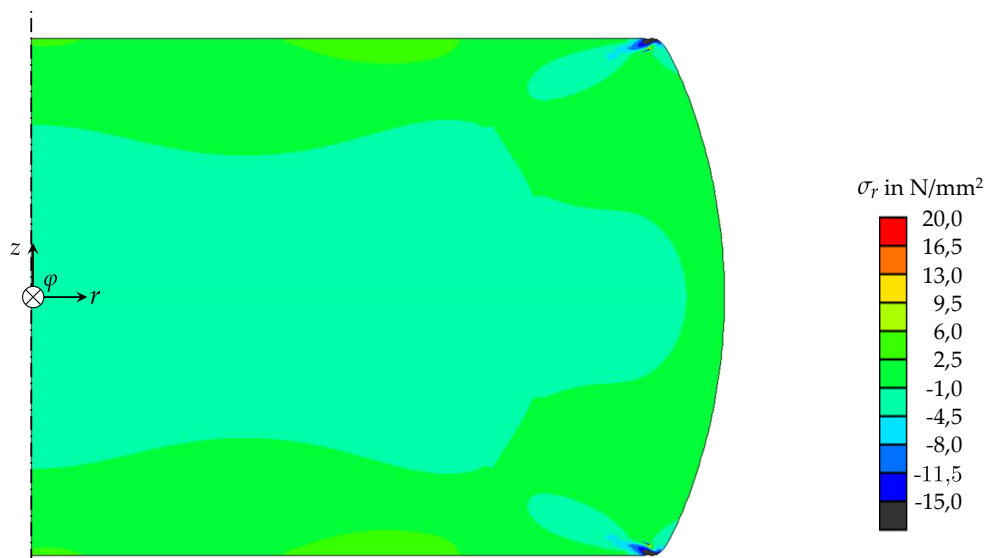
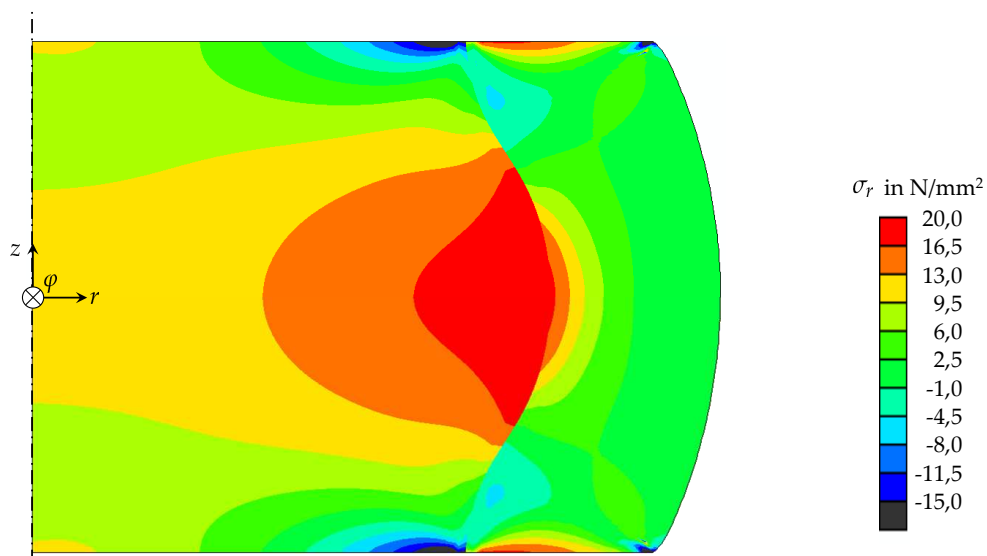


Abbildung 5.17: Vergleich der Dehnungsverläufe aus Experiment (gemittelt) und Simulation

Die nachfolgende Betrachtung des Eigenspannungszustandes zu verschiedenen Zeitpunkten der Simulation soll aufgrund der betragsmäßig höheren Dehnungen anhand der Probe 1 erfolgen. Nach dem Stauchprozess liegen die Eigenspannungen in Abbildung 5.18(a) im Bereich der Grenzschicht auf einem niedrigen Niveau von 3 MPa bis -3 MPa. Ursache dafür sind hier die geringen Fließspannungen der Werkstoffe. Der Abkühlprozess führt zu einem deutlichen Anstieg der Eigenspannungen, wie in Abbildung 5.18(b) erkennbar. Am oberen Rand der Probe treten radial ein starker Gradient und ein Vorzeichenwechsel auf, die durch die Singularität infolge der unterschiedlichen Materialparameter hervorgerufen werden. In axialer Richtung bewirkt der Abkühlprozess an der Grenzschicht einen Vorzeichenwechsel und eine Erhöhung der Eigenspannungen auf bis zu 20 MPa auf halber Probenhöhe. Zum Probeninneren hin fallen die Eigenspannungen in diesem Bereich wieder ab.



(a) Stauchung abgeschlossen



(b) Abkühlung abgeschlossen

Abbildung 5.18: Eigenspannungsverteilung σ_r in der FE-Simulation zu verschiedenen Zeitpunkten (Probe 1)

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass sich der Eigenspannungszustand durch die Umformung mittels Rastegaev-Stauchversuch im Maximum nicht wesentlich erhöht und auf einem niedrigen Niveau bleibt. Bereits im Halbzeug treten Eigenspannungen von bis zu 16 MPa auf, die sich durch die Umformung auf 20 MPa erhöhen. Die Ursache für die Eigenspannungen liegt auch hier vor allem im Abkühlprozess. Die gute Übereinstimmung der Dehnungsverläufe zwischen Experiment und Simulation lässt auf eine realitätsnahe Abbildung des Eigenspannungszustandes durch die Simulation schließen. Die bisherigen Ergebnisse weisen auf einen dominierenden Einfluss des Abkühlvorganges hin, da sich der Eigenspannungszustand infolge der Umformung bei 300 °C abbaut.

5.3 Grenzschnittfestigkeit

Dieser Abschnitt beinhaltet die Beurteilung der Verbundqualität und Mikrostruktur sowie die Ermittlung von Festigkeitskennwerten. Von besonderem Interesse ist dabei deren Abhängigkeit vom angewandten Umformverfahren nach dem Strangpressprozess und dessen Intensität.

Die Festigkeitsbestimmung wird aufgrund der speziellen Geometrien der Schmiedeprodukte mithilfe verschiedener, zum Teil neu entwickelter Biegeversuche durchgeführt. Die Erwärmung der Strangabschnitte im Zuge der Vorbereitung der Schmiedeprozesse führt zu einem diffusionsbasierten Wachstum der Grenzschnitt. Änderungen in der Festigkeit aufgrund der Dickenänderung und der Umformung überlagern sich. Zusätzliche Festigkeitsuntersuchungen an nicht umgeformten Strangabschnitten mit unterschiedlicher Wärmebehandlung und dementsprechend veränderter Grenzschnittdicke lassen eine Separation der Einflüsse zu. Ein weiterer zu betrachtender Einflussfaktor bezüglich der Grenzschnittfestigkeit ist die Belastungsrichtung bei der Biegebeanspruchung, wofür die Körnerstruktur der Grenzschnitt nachfolgend näher betrachtet wird.

5.3.1 Vorüberlegungen bezüglich der Körnerstruktur der Grenzschnitt

Die Gitterstruktur sowie die Art, Anzahl und Anordnung der Gitterfehler beeinflussen die physikalischen und technischen Eigenschaften eines Metalls und damit auch dessen Fließverhalten [97, 98]. Bereits ein Einkristall, wie in Abbildung 5.19(a) gezeigt, besitzt aufgrund der jeweiligen Anordnung der Atome richtungsabhängige Eigenschaften, was als Anisotropie bezeichnet wird. Technisch bedeutsame Metalle bestehen jedoch aus einer Vielzahl von einzelnen Kristallen, die nachfolgend als Körner bezeichnet werden. Der Begriff Gefüge beschreibt den Verband dieser Körner, welcher durch die Korngröße und Kornform charakterisiert wird. Liegen die Körner und somit deren Achsen wie in Abbildung 5.19(b) zufällig verteilt im Gefüge, wirken sich die anisotropen Eigenschaften des Einkristalls nicht aus und der Werkstoff verhält sich quasi-isotrop (richtungsunabhängig). Bei verschiedenen Umformprozessen, wie dem Strangpressen und Walzen, werden die Körner unter Kraftereinwirkung in eine Vorzugsrichtung gedreht. Der Werkstoff weist nun eine Textur auf (Abbildung 5.19(c)). Die physikalischen und technischen Eigenschaften des Körnerverbandes sind nun, ähnlich wie beim Einkristall, anisotrop [99].

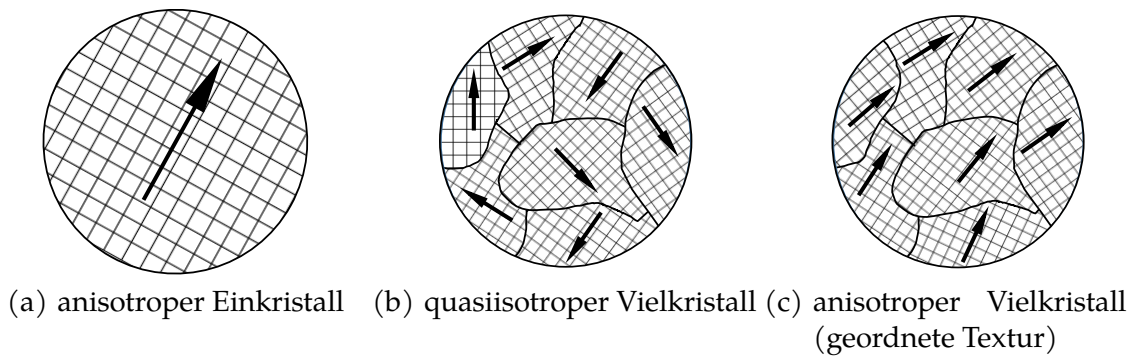


Abbildung 5.19: Anisotropie und Quasiisotropie [98]

In Bezug auf den hier untersuchten stranggepressten Werkstoffverbund ist ebenfalls eine Textur für die Grundmaterialien zu erwarten. Nicht bekannt ist jedoch, ob auch die zweiphasige Grenzschicht eine Textur aufweist. Ist das der Fall, müssen die daraus resultierenden anisotropen Eigenschaften bei den Festigkeitsuntersuchungen beachtet werden. In das Versagenskriterium müsste dies ebenfalls einfließen und eine Unterscheidung zwischen einer Deformation quer bzw. parallel zur Strangpressrichtung stattfinden.

Bei dem an dieser Stelle untersuchten Verbund handelt es sich um die Standardhalbzeuggeometrie mit einer nachgeschalteten Wärmebehandlung, die zu einem Grenzschichtwachstum auf $11\ \mu\text{m}$ führt. Für die Ermittlung des Gefüges und der Textur am Verbund werden entsprechend Abbildung 5.20 im Querschliff (QS) drei Messstellen und im Längsschliff (LS) vier Messstellen untersucht. Als Ergebnis stehen dann Orientierungsverteilungskarten zur Verfügung, wie in Abbildung 5.21 beispielhaft für jeweils eine Messstelle gezeigt wird. Auf deren Basis können für beide Phasen der Grenzschicht neben sogenannten inversen Polfiguren für die Bestimmung der Textur auch das Gefüge ermittelt werden. Dieses wird mithilfe der Körnergröße d_{Grain} und des Seitenverhältnisses der Körner A_R beschrieben. Nachfolgend finden sich Berechnungsgrundlagen dieser beiden Auswertegrößen und die darauf basierende quantitative Auswertung der Körnerstruktur. Nähere Erläuterungen zu den Orientierungsverteilungskarten und den daraus resultierenden inversen Polfiguren schließen sich an.

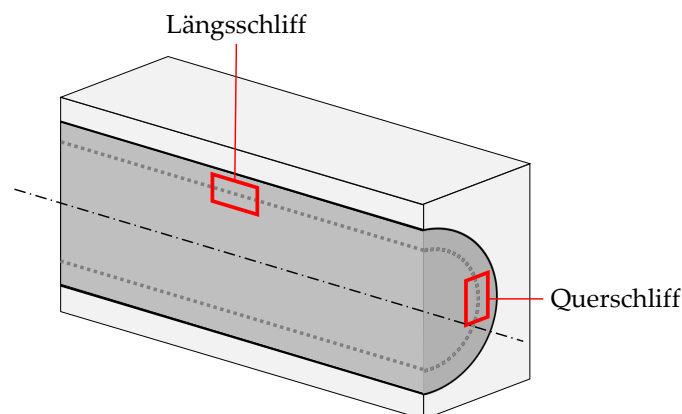


Abbildung 5.20: Position Quer- und Längsschliff im Halbzeug

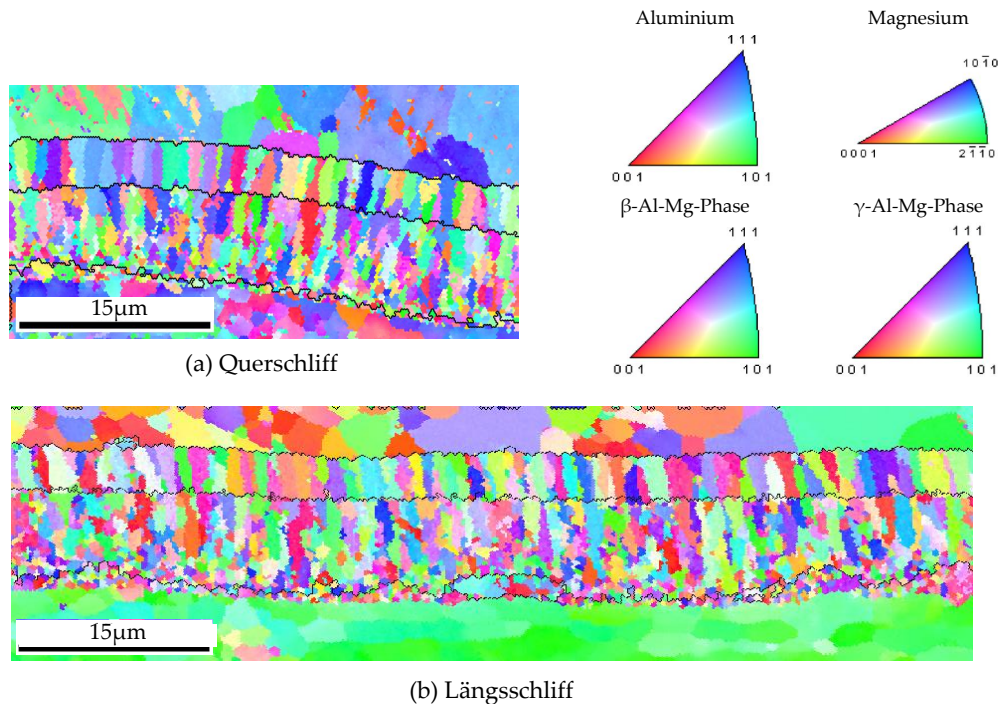


Abbildung 5.21: Gefüge und Textur des Verbundes im Bereich der Grenzschicht ¹

Für die Berechnung der Korngröße wird das jeweilige Korn durch eine Ellipse approximiert. Ziel dabei ist es, die Differenz zwischen der Ellipse und den Eckpunkten P_i des realen Kornes mittels einer Fehlerquadrat-Minimierung möglichst gering zu halten (Abbildung 5.22). Das Seitenverhältnis der Körner A_R nach Gleichung (5.2) berechnet sich aus dem Verhältnis der Haupt- und Nebenachse der Ellipse (Abbildung 5.22). Anschließend erfolgt die Umwandlung der Ellipse in einen Kreis mit derselben Fläche. Der Durchmesser des Kreises entspricht der Auswertegröße d_{Grain} , die die Körnergröße repräsentiert.

$$A_R = \frac{d_{\min}}{d_{\max}} \quad (5.2)$$

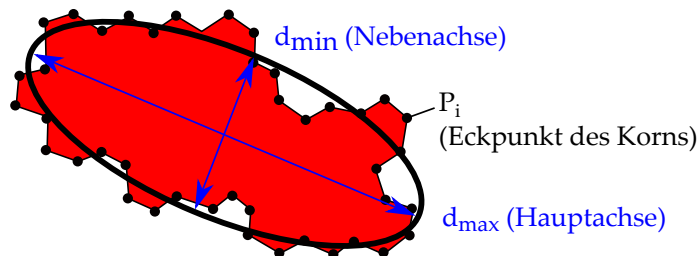


Abbildung 5.22: Approximation eines realen Kornes mit einer Ellipse sowie deren Achsen

In Tabelle 5.4 sind für die beiden Phasen der Grenzschicht die gemessenen Werte von d_{Grain} und A_R aufgelistet. Die Größe der Körner stimmt sowohl für die β - als auch die γ -Phase im

¹Die Aufnahmen entstanden am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik durch Dr. rer. nat. Dagmar Dietrich.

Quer- und Längsschliff überein. Abweichungen sind hingegen bei dem Seitenverhältnis zu verzeichnen. Im Querschliff sind die Körner um 10% (β -Phase) bzw. 18% (γ -Phase) flacher als im Längsschliff. Für eine weiterführende Untersuchung folgt nun die Auswertung der Orientierungsverteilungskarten.

Tabelle 5.4: Kornstruktur der beiden Grenzschichtphasen

Mess- stelle	d_{Grain}		A_R	
	QS	LS	QS	LS
β -Phase (Al_3Mg_2)				
1	$0,75 \pm 0,39$	$0,76 \pm 0,43$	$0,48 \pm 0,16$	$0,52 \pm 0,14$
2	$0,74 \pm 0,38$	$0,68 \pm 0,33$	$0,49 \pm 0,15$	$0,55 \pm 0,13$
3	$0,82 \pm 0,40$	$0,81 \pm 0,37$	$0,46 \pm 0,13$	$0,52 \pm 0,12$
4		$0,75 \pm 0,42$		$0,52 \pm 0,14$
γ -Phase ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$)				
1	$1,1 \pm 0,70$	$1,07 \pm 0,68$	$0,40 \pm 0,16$	$0,46 \pm 0,16$
2	$1,2 \pm 0,60$	$0,87 \pm 0,47$	$0,37 \pm 0,14$	$0,51 \pm 0,13$
3	$1,2 \pm 0,54$	$1,15 \pm 0,50$	$0,36 \pm 0,12$	$0,44 \pm 0,13$
4		$1,13 \pm 0,67$		$0,41 \pm 0,14$

In den Orientierungsverteilungskarten werden die verschiedenen Kristallorientierungen durch verschiedene Farben repräsentiert, wie schematisch in Abbildung 5.23(a) bzw. 5.23(b) gezeigt. Für jede Phase existiert eine eigene Polfigur mit der entsprechenden Farblegende (Abbildung 5.23(c)).

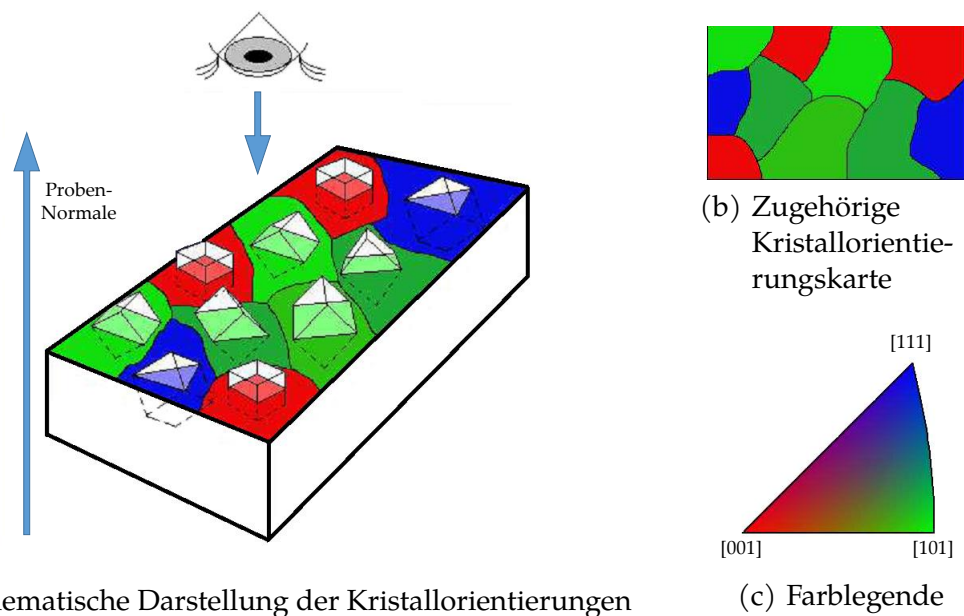


Abbildung 5.23: Übersicht bezüglich der Darstellung der Kristallorientierungen in Kristallorientierungskarten

Für die quantitative Texturanalyse erfolgt die Konstruktion von Polfiguren mithilfe einer stereografischen Projektion. Hierdurch wird es möglich, dreidimensionale Orientierungsinformationen im Zweidimensionalen darzustellen. Aufgrund von Symmetrien in der Kristallstruktur, reicht es aus nur das sogenannte Standard-Dreieck mit den Richtungen [001], [011] und [111] zu betrachten. Für die nachfolgend gezeigten inversen Polfiguren (IPF) gibt die Dichte an einem Punkt die Wahrscheinlichkeit an, dass die Orientierung eines beliebigen Kornes mit der angegebenen Richtung übereinstimmt.

In Abbildung 5.24 sind beispielhaft für die Messstelle 1 im Quer- und Längsschliff die IPFs der beiden Phasen der Grenzschicht und zum Vergleich die des Aluminiums gezeigt. Die IPFs für AZ31 wurden nicht ausgewertet, da die Präparation für Magnesium vor allem im Verbund kritisch ist und deshalb zu wenig zuverlässigen Angaben führt. Die typische für Aluminium zu erwartende und hier dokumentierte Verzugsrichtung der Körner ist (111) und (100) quer zur Strangpressrichtung (Querschliff) und (101) parallel zur Extrusionsrichtung (Längsschliff). Die IPFs für die beiden Phasen der Grenzschicht zeigen ganz unterschiedliche und deutlich weniger ausgeprägte Verzugsrichtungen. Die Orientierungskarten für die Grenzschicht geben somit keinen Hinweis auf eine Verzugsrichtung.

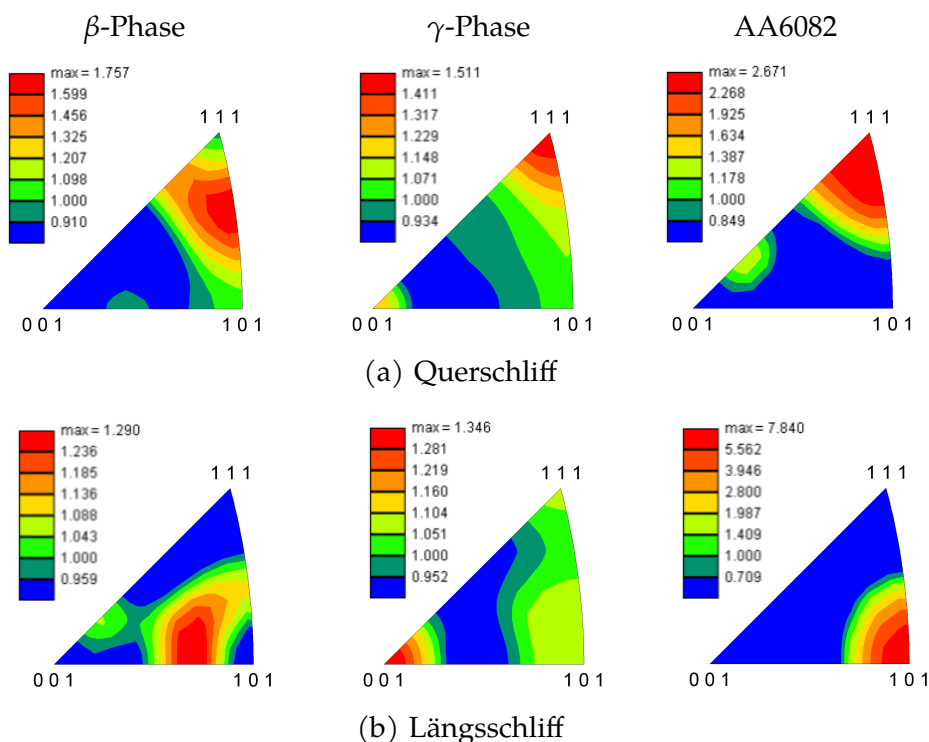


Abbildung 5.24: Inverse Polfiguren für die beiden Phasen der Grenzschicht und den Grundwerkstoff AA6082²

Zusammenfassend lässt sich bei der Mikrostruktur der Grenzschicht im Quer- und Längsschliff eine sehr gute Übereinstimmung feststellen. Lediglich die Form der Körner weicht voneinander ab, wobei jedoch die grundlegende Struktur (lange, schmale Körner) in beiden Richtungen zu finden ist. Aus diesen Untersuchungen folgt, dass keine Richtungsabhängigkeit der Grenzschichtfestigkeit vorliegt.

²Die Aufnahmen entstanden am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik durch Dr. rer. nat. Dagmar Dietrich.

5.3.2 Grenzschichtbeschaffenheit

Um die am Ende des Kapitels experimentell bestimmten Festigkeitswerte erklären zu können, ist es notwendig, die durch die verschiedenen Schmiedeprozesse nach Tabelle 5.1 und 5.2 hervorgerufenen Änderungen der Grenzschichtbeschaffenheit zu kennen. Für die Bewertung der Mikrostruktur werden metallografische Schlitte im Rahmen des SFB 692 - HALS an der Professur Oberflächentechnik/Funktionswerkstoffe erzeugt und mittels Lichtmikroskopie ausgewertet.

Die Grenzschicht besitzt nach dem Strangpressen eine geringe Dicke von 1 – 2 μm (Abbildung 5.25(a)). Für Umformprozesse ist es notwendig, den Verbund zu erhitzen. Die Proben lagern für 30 min bei 350 °C im Ofen, um die gewünschte Umformtemperatur von 300 °C auch im Inneren der Strangabschnitte zu garantieren. Durch den Transport der Proben zur Presse und der geringeren Gesenkttemperatur von 200 °C verringert sich die Oberflächentemperatur der Strangabschnitte vor dem Schmiedeprozess auf 300 °C [5]. Um das Wachstum der Grenzschicht während des Aufheizvorganges zu demonstrieren, werden mehrere Strangabschnitte mit unterschiedlicher Wärmebehandlung und ohne anschließenden Schmiedeprozess untersucht. Ein Strangabschnitt bleibt unbehandelt (Zustand 1) und entspricht damit dem Zustand nach dem Strangpressprozess. Zwei weitere Strangabschnitte lagern wie beschrieben im Ofen. Davon wird ein Abschnitt in Wasser abgeschreckt (Zustand 2), und der andere an der Luft bei Raumtemperatur langsam abkühlt (Zustand 3). Die Ergebnisse der anschließenden metallografischen Untersuchungen sind in Abbildung 5.25 gezeigt. Die wärmebehandelten Proben weisen mit 20 μm und 23 μm eine deutlich dickere Grenzschicht auf. Der Unterschied zwischen Zustand 2 und 3 fällt gering aus. Das Wachstum der Grenzschicht scheint sich daher bei Temperaturen unterhalb von 300 °C stark zu verlangsamen. Die Ursache der sichtbaren Grenzschichtfehler, die auch bei den geschmiedeten Proben auftreten, liegen in der Probenpräparation und einer schlechten Halbzeugqualität.

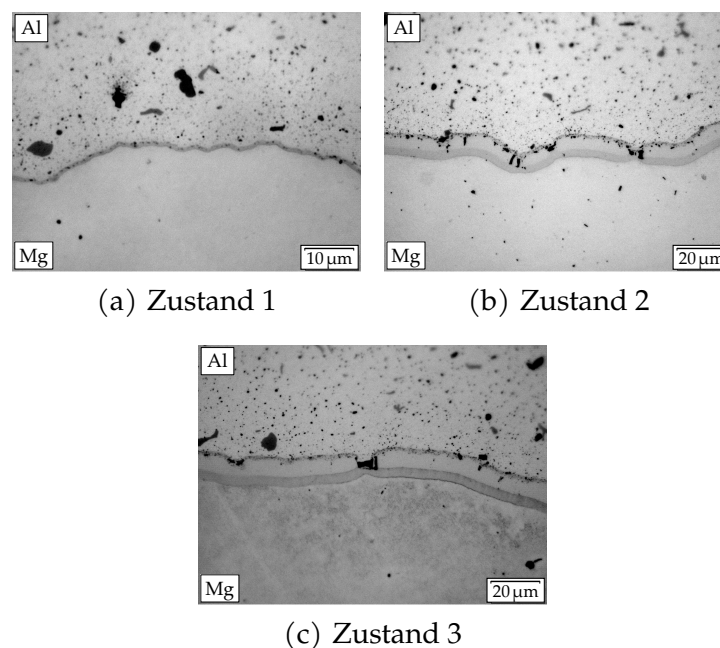


Abbildung 5.25: Grenzschicht nach verschiedenen Wärmebehandlungen im Querschliff

Stauchen

Zusammenfassend ist eine gute Umformbarkeit der Grenzschicht in axialer Richtung zu erkennen, was die Ergebnisse von Feuerhack [5] bestätigt. Im Längsschliff kann eine intakte Grenzschicht festgestellt werden, wobei eine Vergrößerung der Grenzschichtdicke mit höherem Umformgrad auftritt (Abbildung 5.26). Die Grenzschicht der Vergleichsproben, die eine Ausgangshöhe von 50 mm beibehalten haben, weisen eine Dicke von ca. 16 μm auf (Abbildung 5.26(a)). Nach der maximalen hier untersuchten Umformung durch axiales Stauchen beträgt die Grenzschichtdicke 49 μm (Abbildung 5.26(d)).

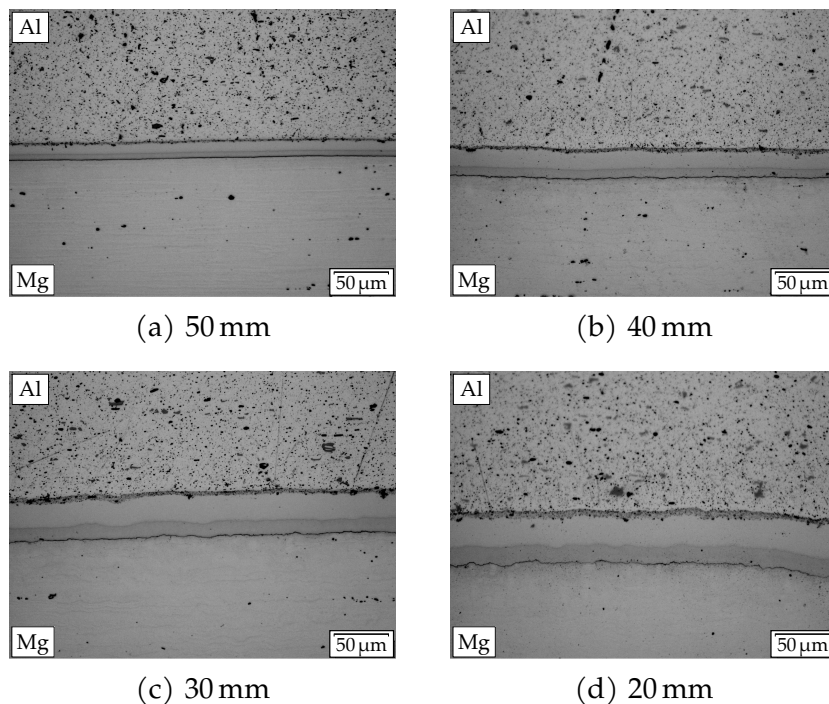


Abbildung 5.26: Längsschliff nach dem axialen Stauchen: verschiedene Endhöhen (Ausgangshöhe 50 mm)

Im Querschliff lässt sich über den Umformgrad keine eindeutige Tendenz im Hinblick auf die Fragmentierung feststellen. Es existieren weite intakte Bereiche (Abbildung 5.27(a) - (b)). Zwischen diesen treten Fehlstellen auf, die denen in den Strangabschnitten für die Untersuchung des Einflusses der Wärmebehandlung ähneln (Abbildung 5.25). Diese können daher nicht als Fragmentierung eingeordnet werden. Deren Ursache ist vielmehr in einer schlechten Strangqualität zu sehen. In Abbildung 5.27(c) und 5.27(d) sind exemplarisch einige solcher geschädigten Bereiche gezeigt.

Breiten

Die nachfolgende Charakterisierung der Grenzschichtbeschaffenheit bezieht sich auf den für die Entnahme der Biegeproben relevanten Bereich des geschmiedeten Verbundes (siehe Abschnitt 5.3.3). Im Längsschliff zeigen sich ab einem Umformweg von 8 mm Durchrisse der Grenzschicht (Abbildung 5.28(a)). Diese führen hauptsächlich zu langen Fragmenten mit einem geringen Fragmentabstand ($\leq 10 \mu\text{m}$) und keiner Rotation. Das entspricht einem

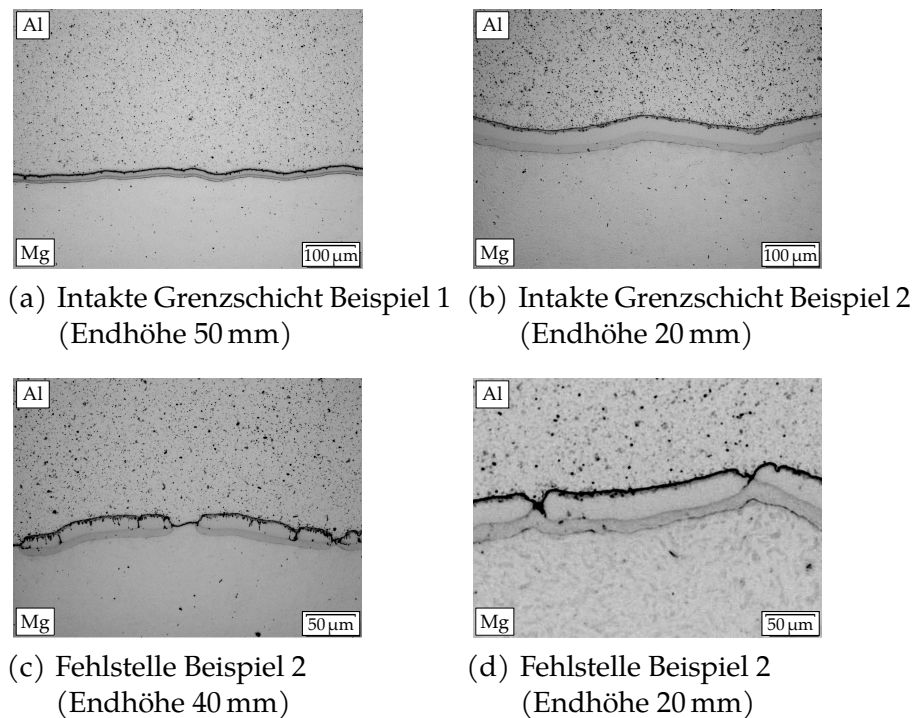


Abbildung 5.27: Querschliff nach dem axialen Stauchen: Exemplarische Bereiche mit intakter und geschädigter Grenzschicht

geringen Fragmentierungsgrad nach Feuerhack [5]. Die vorhandenen Fehlstellen (Abbildung 5.28(b) - (c)) lassen sich aufgrund ihres Erscheinungsbildes auf die bereits bekannten Schädigungen im Verbund nach dem Strangpressprozess sowie auf Präparationseffekte zurückführen (Abbildung 5.25).

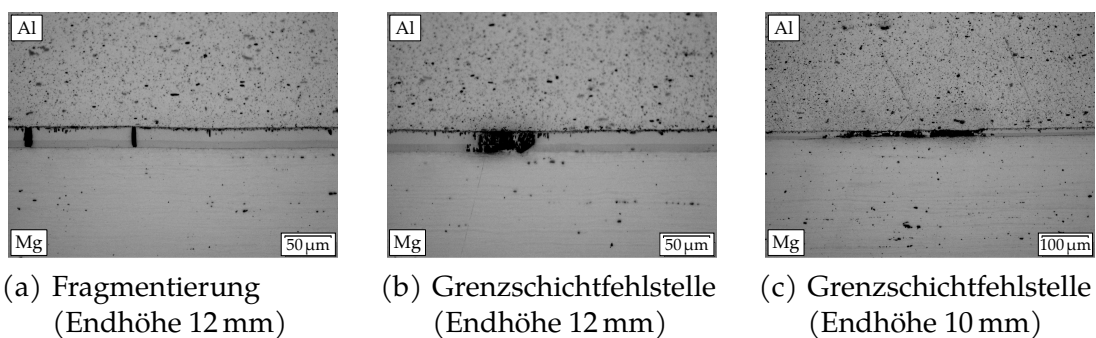


Abbildung 5.28: Längsschliff nach dem Breiten: Exemplarischer Bereich mit Durchrissen in der Grenzschicht und Fehlstellen nach dem Breiten

Im Querschliff zeigt sich in der Probenmitte eine Abhängigkeit der Grenzschichtbeschaffenheit vom Umformweg. Bereits bei einer geringen Umformung beginnt die Fragmentierung (Abbildung 5.29(a)). Der Abstand der Fragmente ist gering. Dieser vergrößert sich mit steigendem Umformgrad (Abbildung 5.29(b)). Gleichzeitig drängt Material der Grundwerkstoffe in die entstehenden Hohlräume und füllt diese bei einem Umformweg von 10 mm nahezu vollständig auf (Abbildung 5.29(c)). In den äußeren Bereichen der geschmiedeten Halbzeuge kann analog zu Feuerhack [5] keine Fragmentierung festgestellt werden.

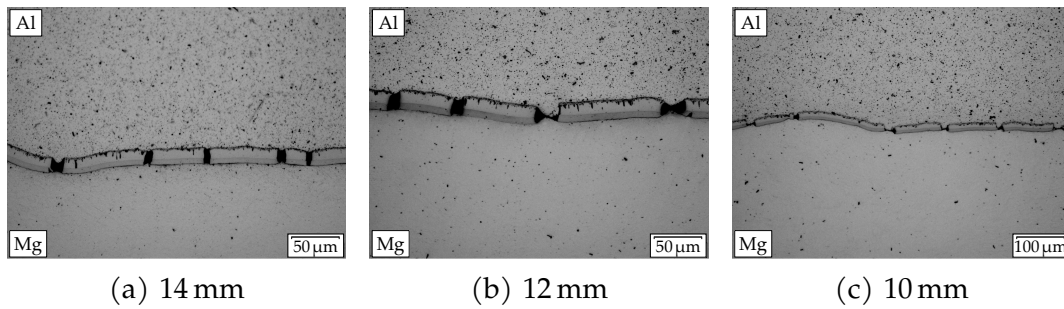


Abbildung 5.29: Querschliff nach dem Breiten: Probenmitte, verschiedene Endhöhen (Ausgangshöhe 20 mm)

Steigen

Die nachfolgende Charakterisierung der Grenzschichtbeschaffenheit beschränkt sich auf den oberen Scheitelpunkt der Strangabschnitte nach dem Steigen, wo die Biegeproben entnommen werden (Abschnitt 5.3.3). Die metallografischen Untersuchungen dieser fanden nicht an den Biegeproben selbst statt, sondern an den jeweiligen nach der Fertigung noch vorhandenen Reststücken. Die beobachtete Fragmentierung führt analog zum Breiten im Längsschliff hauptsächlich zu langen Fragmenten mit einem geringen Fragmentabstand ($\leq 10 \mu\text{m}$) ohne Rotation (Abbildung 5.30). Die Ergebnisse decken sich mit den Untersuchungen von Feuerhack [5] am nicht optimierten Halbzeug. Bei Biegeproben, die bereits während der Fertigung oder unter vergleichsweise sehr geringen Lasten versagten, zeigen sich bei den metallografischen Untersuchungen Risse in der Grenzschicht (Abbildung 5.31).

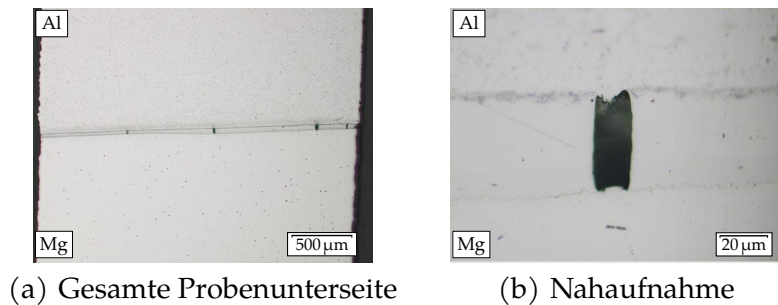


Abbildung 5.30: Längsschliff nach dem Steigen: Oberer Scheitelpunkt einer intakten Biegeprobe mit Achsversatz im Halbzeug von 0,25 mm

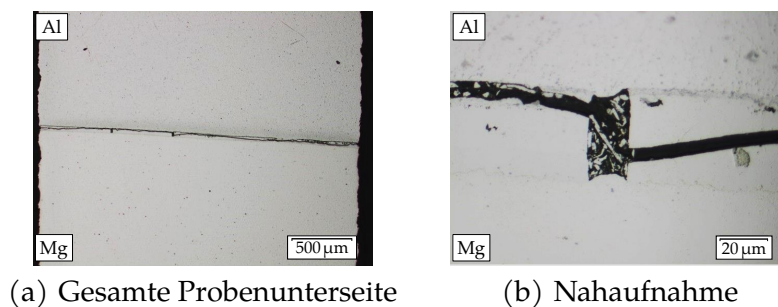


Abbildung 5.31: Längsschliff nach dem Steigen: Oberer Scheitelpunkt einer defekten Biegeprobe mit Achsversatz im Halbzeug von 0,50 mm und Riss

Grenzschichtwachstum

Die verschiedenen Grenzschichtdicken basieren auf dem diffusionsgesteuerten Wachstum der Grenzschicht während verschiedener Wärmebehandlungen entsprechend Tabelle 5.5. Fehlstellen können nur vereinzelt beobachtet werden, weshalb die Grenzschicht eine sehr gute Qualität aufweist.

Tabelle 5.5: Übersicht - Wärmebehandlung Grenzschichtdicke

Grenzschicht- dicke	Wärmebehandlung	
	Temperatur	Dauer
1,4 μm	-	-
5,09 μm	300 °C	15 min
11,5 μm	350 °C	15 min
25,91 μm	300 °C	300 min
51,6 μm	350 °C	300 min
97,3 μm	400 °C	300 min

5.3.3 Biegeproben

Im Allgemeinen gilt es als optimal für eine Festigkeitsanalyse, wenn die Belastung einen einachsigen Spannungszustand am Ort des Versagens hervorruft. Dabei ist eine Zugbeanspruchung für eine Grenzschicht als besonders kritisch einzustufen. Die zulässige Beanspruchung einer Grenzschicht lässt sich daher über deren Zugfestigkeit ausdrücken.

Tritt das Versagen der Grenzschicht unter Biegung auf, ist dieses Kriterium auf der Zugseite erfüllt, denn am Ort der maximalen Biegespannung, dem Probenrand, nehmen andere Spannungskomponenten bei Lastfreiheit den Wert null an. Die Biegung bietet gleichzeitig eine Vielfalt an Möglichkeiten zur Aufbringung der Belastung, die aufgrund der speziellen Halbzeuggeometrie vor allem nach der Umformung relevant sind. Für die Bestimmung der Grenzschichtfestigkeit bei Raumtemperatur nach dem jeweiligen Schmiedeprozess kommen daher, wie nachfolgend beschrieben, verschiedene auf die jeweilige Verbundgeometrie angepasste Biegeproben und -vorrichtungen zum Einsatz.

Stauchen

Für die Untersuchungen bezüglich des axialen Stauchens kann auf die Biegeprobengeometrie von Lehmann [4] zurückgegriffen werden. Der Querschnitt des axial gestauchten Halbzeugs bleibt auf mittlerer Höhe kreisförmig und weist damit eine starke Ähnlichkeit zum unverformten Querschnitt auf. Die Ergebnisse der aus dem axial gestauchten Halbzeug entnommenen Biegeproben bieten ein hohes Maß an Vergleichbarkeit mit den an der unverformten Grenzschicht ermittelten Festigkeitskennwerten. Diese Probenform trägt nachfolgend die Bezeichnung I-Probe.

Die Entnahme der I-Proben erfolgt elektroerosiv aus 3,5 mm hohen Scheiben, die ihren Ursprung auf mittlerer Probenhöhe haben, und mit den in Abbildung 5.32 gezeigten Abmessungen. Eine Nachbearbeitung der Proben durch z. B. Schleifen erfolgt nicht. Das bietet eine höhere Vergleichbarkeit mit den Festigkeitsuntersuchungen nach dem Breiten, da dort aufgrund der verwendeten Probenform kein Schleifen der Probenoberflächen möglich ist.

Der Einfluss der Poren, die auf der Probenoberfläche durch das Erodieren entstehen, auf die ermittelten Festigkeitswerte werden nicht untersucht. Ein weiterer Unterschied besteht in der vergrößerten Mantelwandstärke, die aus der Stauchung resultiert und mehr Material zur Einspannung zur Verfügung stellt. Das Ausmaß der Vergrößerung der Mantelwandstärke hängt von der vorliegenden Endhöhe nach dem Stauchprozess ab (Tabelle 5.2).

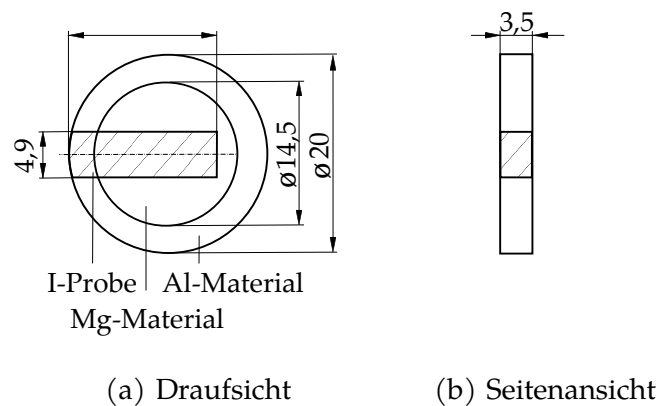


Abbildung 5.32: Position und Abmessungen der I-Biegeprobe im unverformten Querschnitt

Breiten

Ein um 50% der Ausgangshöhe radial gestauchtes Halbzeug weist, wie in Abbildung 5.33 gezeigt, einen erdnussförmigen Kern und eine teilweise deutlich verringerte Manteldicke auf. Die Grenzschicht soll in der Probenmitte untersucht werden, da in diesem Bereich Fragmentierung auftritt. Die geringere Manteldicke im Vergleich zum Ausgangsmaterial muss Berücksichtigung finden, da in diesem Bereich nicht mehr genügend Material für die Einspannung einer I-Probe zur Verfügung steht. Das führt zur Entwicklung einer neuen Probenform (Abbildung 5.33). Die T-Probe bietet ausreichend Material und mehrere Möglichkeiten zur Einspannung, wie in Abschnitt 5.3.4 gezeigt. Diese Probenform wird ebenfalls elektroerosiv aus abgetrennten Scheiben des radial gestauchten Halbzeugs herausgearbeitet. Die Höhe einer Scheibe beträgt für die T-Probe 2 mm und hat ihren Ursprung in axialer Richtung betrachtet im homogenen mittleren Bereich des umgeformten Strangabschnittes. Eine Nachbearbeitung der T-Proben durch z. B. Schleifen ist aufgrund der Geometrie im relevanten Bereich nicht möglich.

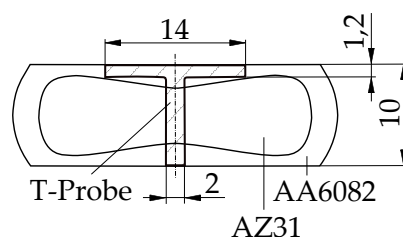


Abbildung 5.33: Position und Abmessungen der T-Biegeproben im radial gestauchten Querschnitt

Steigen

Die aus dem Steigprozess resultierende Probengeometrie in Abbildung 5.34(a) lässt aufgrund der Mantelausdünnung an den Flanken, die einen hohen Fragmentierungsgrad aufweisen, keine Entnahme von Biegeproben zu. Das ändert sich auch nicht durch die Optimierungsstrategien Achsversatz und Reduzierung des Kerndurchmessers. Im Querschnitt der Steigproben zeigen sich geeignete Entnahmestellen am oberen und unteren Scheitelpunkt, da dort die Grenzschicht senkrecht einläuft und damit der angestrebte Spannungszustand von einem einachsigen Zugspannungszustand durch eine 3-Punkt-Biegung erreicht werden kann. Je nach Optimierungsstrategie ergeben sich die in Tabelle 5.6 angegebenen Mantelwandstärken im oberen Scheitelpunkt. Eine zusätzliche Probenentnahme am unteren Scheitelpunkt ist für einen verringerten Kerndurchmesser von 10,75 mm vorgesehen.

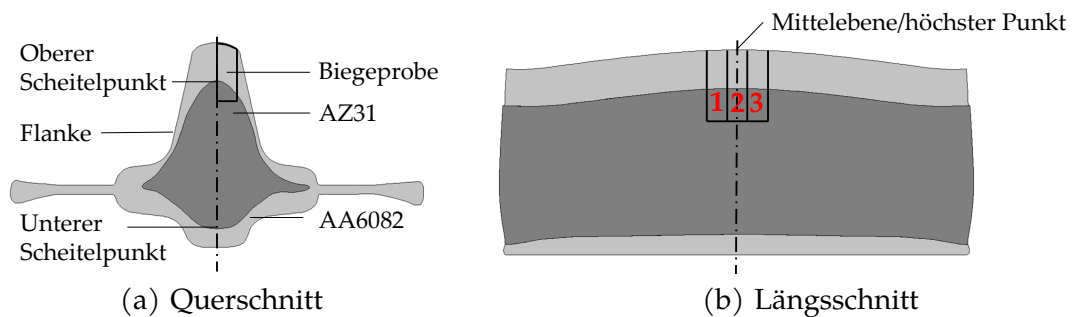


Abbildung 5.34: Position 3-Punkt-Biegeprobe im Verbund nach dem Schmiedeprozess Steigen

Tabelle 5.6: Übersicht Mantelwandstärken am oberen Scheitelpunkt in den Steigproben

Masseanteil Magnesium	$d_{\text{Mantel}}/d_{\text{Kern}}$	Achsversatz s_{Exz} in mm	Mantelwandstärke in mm
		0,25	3,25
53 %	20 / 14,50	0,50	3,70
		0,75	4,15
47 %	20 / 13,75	0	3,125
29 %	20 / 10,75		4,625

Pro Steigprobe ist eine Entnahme von drei Biegeproben aus dem mittleren Abschnitt entsprechend Abbildung 5.34(b) vorgesehen. Entlang der Längsachse der Probe existiert eine Wölbung im Verlauf des oberen Scheitelpunktes, was Berücksichtigung finden muss, da diese die Kontur der Grenzschicht an der Probenunterseite vorgibt. In der Probenmitte nimmt die Kontur einen nahezu horizontalen Verlauf an, der Anstieg wird null. Eine extrem überhöhte Darstellung der Krümmung der Grenzschichtkontur verdeutlicht in Abbildung 5.35, dass auch bei der mittleren Probe kein exakt gerader Verlauf vorliegt und die beiden seitlichen Proben sich von dieser unterscheiden. Da in der Realität die Krümmung deutlich geringer ausfällt und lediglich drei Proben entnommen werden, ist es zulässig, diesen Unterschied zu vernachlässigen.

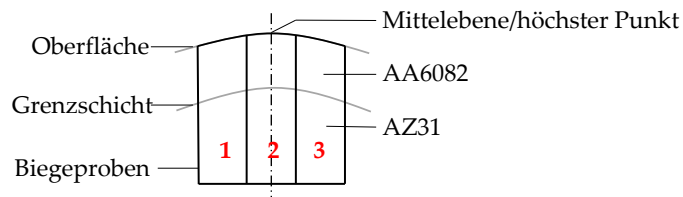


Abbildung 5.35: Ausschnitt der Entnahmestelle der Biegeproben im Längsschnitt (Sicht auf die Unterseite der Biegeproben), Krümmung der Außen- und Grenzschichtkontur überhöht dargestellt

Die Abmessungen der Biegeprobe stellen einen Kompromiss zwischen der größtmöglichen Annäherung an die Geometrie eines Biegebalkens, der Minimierung der Grenzschichtkrümmung an der Probenunterseite und der Möglichkeit der Nachbearbeitung durch Schleifen dar. Die ersten beiden Punkte führen zu einem quadratischen Querschnitt, dessen Kantenlänge relativ zur Probenlänge klein ist. Ein sicheres Handling der Proben während des Schleifens ist erfahrungsgemäß ab einem Nennmaß des Querschnitts von 2,5 mm x 2,5 mm gewährleistet. Die Probenfertigung erfolgt mit den Abmessungen 2,7 mm x 2,7 mm, um eine nachträgliche Bearbeitung durch Schleifen zu ermöglichen. Das Schleifen der Proben ist notwendig, um die exakte Position der Grenzschicht sichtbar zu machen und damit eine exakte Positionierung der Kraftaufbringung und der Lagerungspunkte zu ermöglichen. Die Probenlänge variiert je nach Optimierungsstrategie. Für die Proben aus einem Strangabschnitt mit Achsversatz bzw. dem stranggepressten Ausgangsmaterial erfolgt die Fertigung mit einer Probenlänge von 8,5 mm. Aufgrund der deutlichen Änderung der Grenzschichtposition in den Strangabschnitten mit reduziertem Kerndurchmesser erhöht sich dort die Probenlänge auf 11,5 mm. Im Fall des reduzierten Kerndurchmessers von 10,75 mm werden zusätzliche Biegeproben am unteren Scheitelpunkt entnommen. Deren Länge richtet sich nach dem vorhandenen Reststück von der Probenentnahme am oberen Scheitelpunkt und beträgt ca. 10 mm.

Grenzschichtwachstum

Die Untersuchungen hinsichtlich der Grenzschichtdicke sind notwendig, um den Einfluss des diffusionsbasierten Wachstums der Grenzschicht während der Erwärmung auf die Festigkeit zu bestimmen. Eine Erwärmung der Halbzeuge vor dem Schmieden ist zwingend erforderlich, da so zusätzliche Gleitebenen im Magnesium aktiviert werden und die plastische Verformbarkeit drastisch zunimmt [100].

Die Untersuchungen basieren auf dem stranggepressten Standardhalbzeug. In Anlehnung an die Untersuchungen nach dem Steigen im vorherigen Abschnitt kommt auch hier die 3-Punkt-Biegung zum Einsatz. Die Probengeometrie nach der Fertigung beträgt ebenso 2,7 mm x 2,7 mm x 8,5 mm (Abbildung 5.36) und wird durch Schleifen auf das Nennmaß von 2,5 mm x 2,5 mm im Querschnitt gebracht.

5.3.4 Biegevorrichtungen

Für die nach dem axialen Stauchen und Breiten entnommene I- und T-Biegeprobe werden teilweise dieselben Biegevorrichtungen verwendet, weshalb an diesem Abschnitt beide Um-

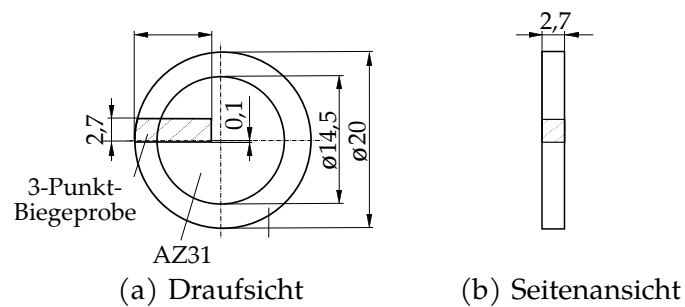
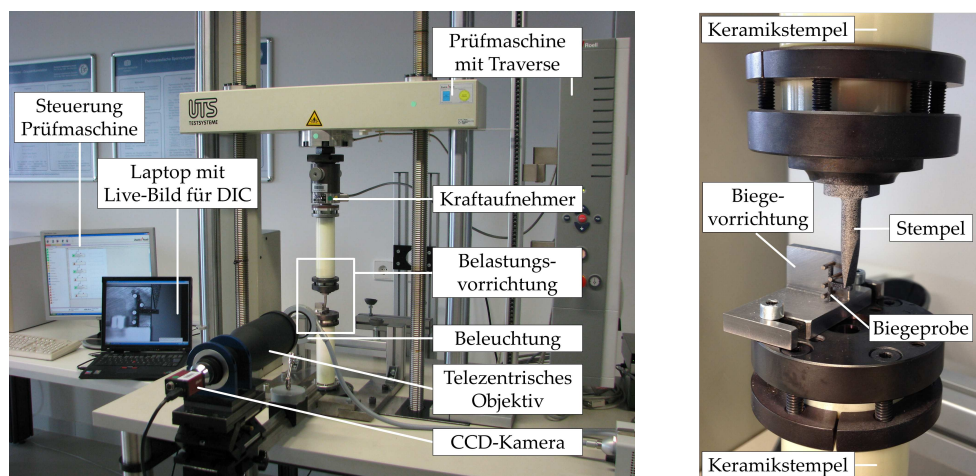


Abbildung 5.36: Position und Abmessungen der 3-Punkt-Biegeprobe im unverformten Querschnitt

formverfahren zusammengefasst werden. Des Weiteren basieren sowohl die Untersuchungen zum Steigen, als auch bezüglich der Grenzschichtdicke auf einer 3-Punkt-Biegung, die mit derselben Vorrichtung durchgeführt werden, weshalb sie auch zusammengefasst werden.

Stauen und Breiten

Zur Aufbringung der Belastung an der I- und T-Probe stehen zwei Biegevorrichtungen zur Verfügung. Der Einbau derselben erfolgt in eine 100 kN ZWICK/ROELL Universalprüfmaschine (Abbildung 5.37(a)), für die spezielle Anbauteile vorliegen und die den Einbau verschiedener Belastungsvorrichtungen (Abbildung 5.37(b)) und Kraftaufnehmer (S2M/50 N der Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH und 85075-0.2 kN der burster praezisionsmesstechnik GmbH & co kg) ermöglichen. Die Verschiebungsmessung erfolgt mittels Digital Image Correlation (DIC). Das zugehörige Bildverarbeitungssystem besteht aus der CCD-Kamera Marlin F-145 der Allied Vision Technologies GmbH, dem telezentrischen Objektiv S5LPJ5060 (Serie Correctal T) der Sill Optics GmbH & Co. KG und dem Bildverarbeitungssystem VEDDAC der Chemnitzer Werkstoffmechanik GmbH.



(a) Prüfmaschine inklusive weiterer Technik für die DIC (b) Nahaufnahme Belastungsvorrichtung

Abbildung 5.37: Experimenteller Aufbau der Biegeversuche

Die Biegevorrichtung 1 ist bereits durch die Festigkeitsbestimmung der unverformten Grenzschicht bekannt und ausführlich in den Publikationen von Lehmann [44, 4, 101] beschrieben. Die Fixierung der Biegeprobe erfolgt im Mantelbereich, wobei durch niedrige Vorspannkräfte die Beeinflussung des Grenzschichtverhaltens gering gehalten werden soll. Die I-Probe als auch die T-Probe bieten ausreichend Mantelmaterial zur Einspannung und damit die Möglichkeit der Biegung um die y -Achse (Abbildung 5.38). Das Aufbringen der Biegebeanspruchung findet durch eine Stempelbelastung im Kernbereich statt (Abbildung 5.39(a) - (b)).

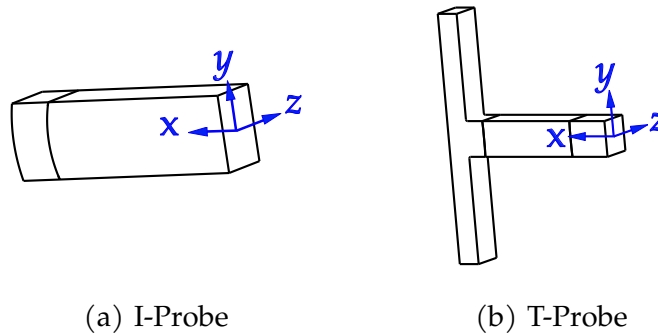
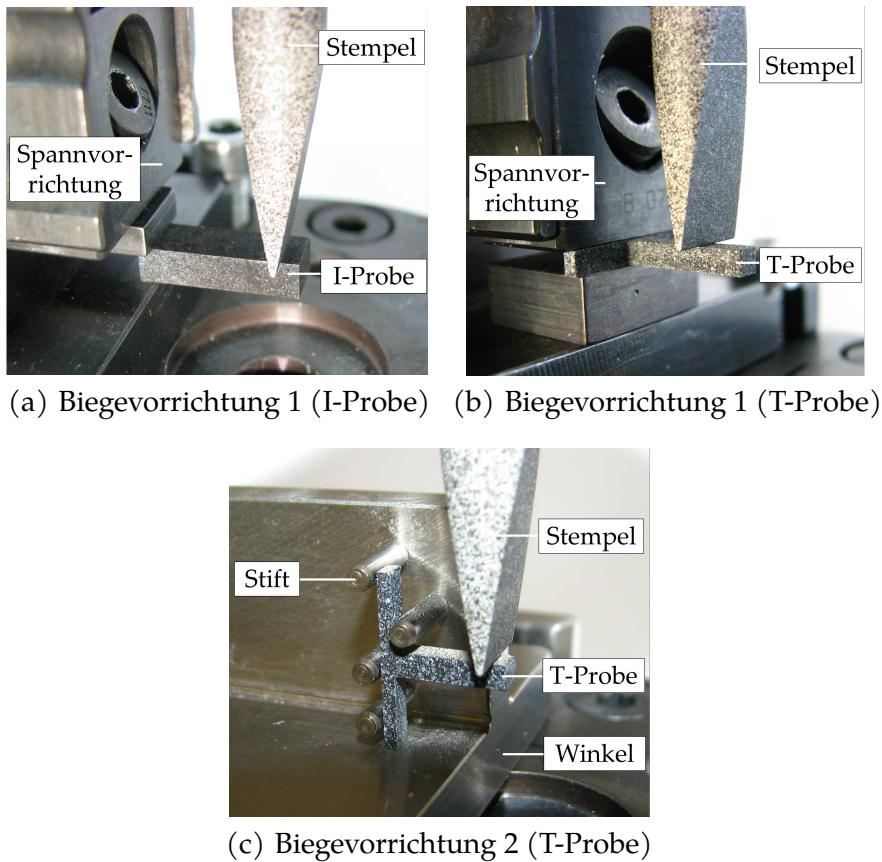
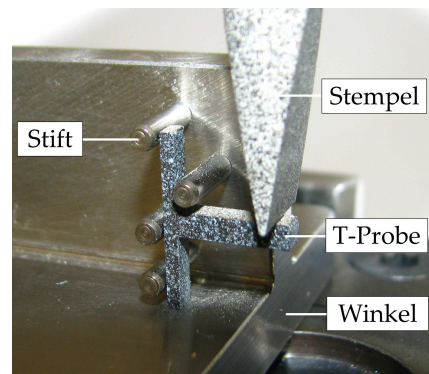


Abbildung 5.38: Koordinatensysteme der Biegeproben



(a) Biegevorrichtung 1 (I-Probe) (b) Biegevorrichtung 1 (T-Probe)



(c) Biegevorrichtung 2 (T-Probe)

Abbildung 5.39: Biegevorrichtungen mit eingespannter Biegeprobe

Die neu entwickelte Biegevorrichtung 2 in Abbildung 5.39(c) ermöglicht dagegen eine Biegung der T-Probe um die z -Achse. Aufgrund der speziellen Konzeption der Vorrichtung sind keine Vorspannkräfte notwendig. Die Positionierung der vier Stifte basiert auf begleitenden FEM-Simulationen, die nachfolgend näher beschrieben werden.

Das Ziel der Untersuchung besteht in der optimalen Positionierung der Stifte, sodass der Spannungszustand an der Grenzschicht nicht durch die Lagerung beeinflusst wird und gleichzeitig eine starre und sichere Einspannung der T-Probe ermöglicht wird. Aufgrund des zu erwartenden komplizierten Spannungszustandes wird eine dreidimensionale FEM-Simulation durchgeführt. Abbildung 5.40 zeigt den Aufbau der Simulation, die verwendeten Randbedingungen und Diskretisierung. Die Simulation beinhaltet einige Vereinfachungen wie z. B. die Annahme, dass die Einspannung der Stifte starr ist. Der Kontakt zwischen T-Probe und Winkel wird durch eine einfache Verschiebungsrandbedingung in x -Richtung ersetzt. Das entspricht einem reibungsfreien Gleiten zwischen T-Probe und Winkel. Der Einfluss des Winkels durch dessen elastische Deformation findet damit keinen Eingang in die Simulation. Der Stempel ist als Starrkörper modelliert und bewegt sich ausschließlich in x -Richtung mit einer Kraft von bis zu 20 N. Die T-Probe und die Stifte bzw. der Stempel können mit $\mu = 0,1$ aufeinander abgleiten.

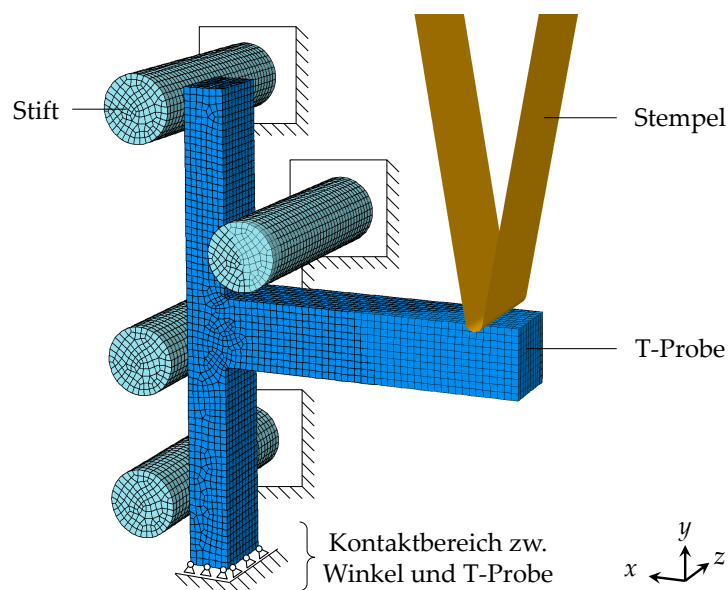


Abbildung 5.40: Randbedingungen des Simulationsmodells

Die Grenzschicht selbst findet keine Berücksichtigung in der Simulation, sondern lediglich deren Funktion als eine stoffschlüssigen Verbindung zwischen den Grundwerkstoffen. Der Argumentation von Lehmann [4] folgend wird davon ausgegangen, dass sich die Singularitäten im Spannungsverlauf aufgrund der sprunghaften Änderung der Werkstoffeigenschaften in der Realität durch das Volumen der Grenzschicht abbauen. Des Weiteren kann davon ausgegangen werden, dass die Biegeproben ein sprödes Versagen im linear-elastischen Bereich der Einzelwerkstoffe zeigen [95]. Die Nachbildung der T-Probe beschränkt sich daher auf einen monolithischen Aufbau (Aluminiummaterial) mit linear elastischem Materialverhalten. Die Position der realen Grenzschicht nach der Stauchung um 50% der Ausgangshöhe findet jedoch anhand von experimentell ermittelten Geometriedaten bei der Vernetzung

Berücksichtigung und erleichtert die Auswertung des Spannungszustandes an der Grenzschicht. Die Stifte bestehen aus martensitischem Stahl X46Cr13 (1.4034). Die verwendeten Materialparameter sind in Tabelle 5.7 zusammengefasst.

Tabelle 5.7: Materialparameter der Simulation

Materialparameter	AA6082	X46Cr13
Elastizitätsmodul	70 GPa	216 GPa
Querkontraktionszahl	0,33	0,3

In der elementaren Biegetheorie zeigt sich ein linearer Verlauf der Biegespannung über der Probenhöhe [102]. Die neutrale Faser liegt in der Mitte. Diese Verteilung der Biegespannung kann auch bei der Auswertung der Spannungsverteilung σ_x an der Grenzschicht beobachtet werden (Abbildung 5.41). Die innere Randspur liegt auf der Probenseite, die zum Winkel zeigt. Die maximale Spannung tritt an der Probenoberseite auf, die nachfolgend näher betrachtet wird.

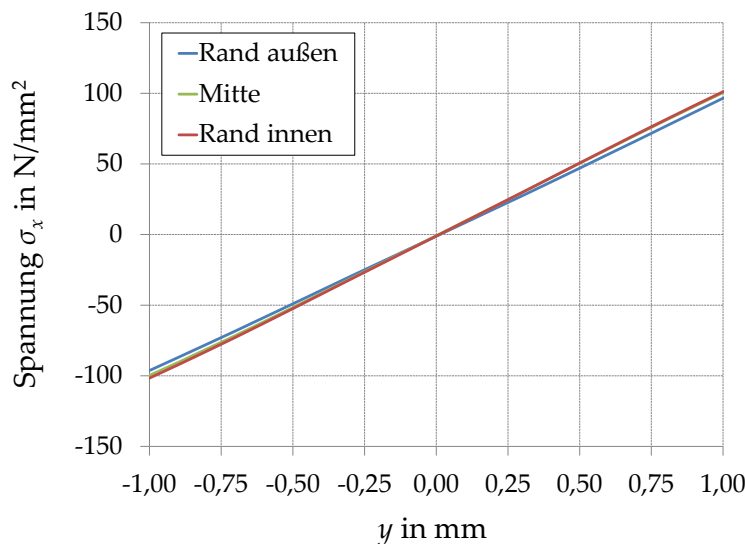


Abbildung 5.41: Spannungsverteilung σ_x an der Grenzschicht, Unterschiede zwischen Rand- und Mittelspuren (Koordinatensystem siehe Abbildung 5.38)

Die Verteilung der Biegespannung auf der Probenoberseite entlang der Längsachse (x -Achse) zeigt ebenfalls einen weitestgehend linearen Verlauf (Abbildung 5.42). Der Bereich der Lastaufbringung ist für die Analyse der Grenzschichtfestigkeit nicht relevant und aufgrund der dort auftretenden Spannungsspitzen nicht dargestellt. Infolge der veränderten Skalierung der Spannungswerte tritt die Verringerung der Normalspannung am äußeren Rand der Grenzschicht im Vergleich zu den übrigen Auswertepositionen in dieser Abbildung deutlicher hervor. Ein Versagen der Biegeprobe durch Sprödbbruch ist daher in der Mitte bzw. am inneren Bereich zu erwarten. Die Spannungswerte in diesem Teil der Probe stimmen sehr gut mit der elementaren Biegetheorie überein, weshalb die Auswertung der Experimente auf dieser basiert.

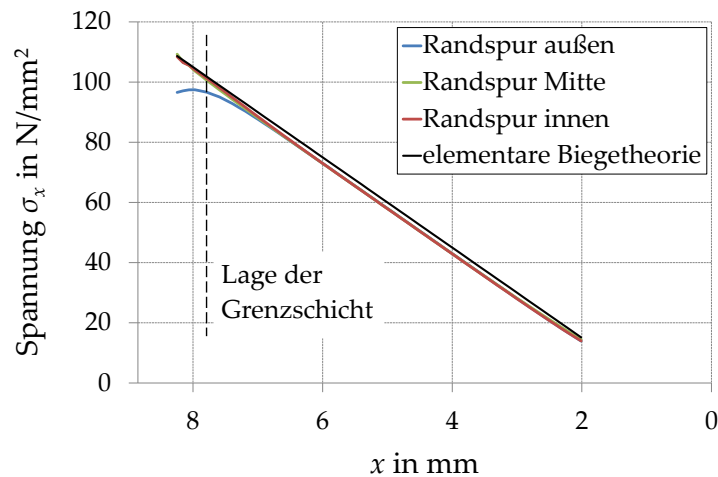
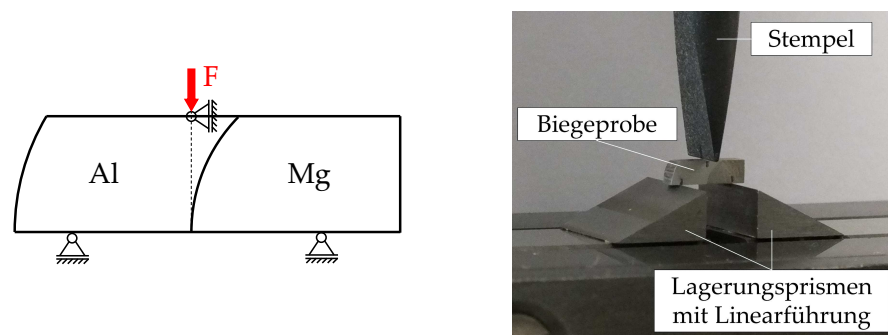


Abbildung 5.42: Spannungsverteilung σ_x an der Probenoberseite über die Längskoordinate x , Unterschiede zwischen Rand- und Mittelspuren

Steigen und Grenzschichtwachstum

Die Festigkeitsuntersuchungen zu den optimierten Halbzeuggeometrien (Abbildung 5.6) im Ausgangszustand sowie nach dem Schmiedeprozess Steigen basieren auf einer 3-Punkt-Biegung (Abbildung 5.43(a)), die ebenfalls für die Bestimmung der Grenzschichtfestigkeit in Abhängigkeit von der Grenzschichtdicke Verwendung findet. Der Einbau der Vorrichtung erfolgt ebenfalls in die 100 kN ZWICK/ROELL Universalprüfmaschine mit zusätzlichem 5 kN Kraftaufnehmer der Firma GTM Testing and Metrology GmbH. Als Loslager dienen Prismen, die durch Kleben auf Schlitten starr an diesen befestigt sind (Abbildung 5.43(b)). Der Lagerabstand beträgt in Abhängigkeit des zur Verfügung stehenden Mantelmaterials 4, 5...6 mm. Die Grenzschicht an der Probenunterseite befindet sich in deren Mitte. Senkrecht über dieser Stelle liegt die Berührungslinie des Stempels und damit die Krafteinleitung. An den Berührungslinien der Prismen und des Stempels treten lokal plastische Deformationen der Biegeproben auf, da sich die spitz zulaufenden Konturen der Prismen und des Stempels in die Biegeprobe eindrücken. Kleine geometrische Abweichungen der Biegeprobe und die



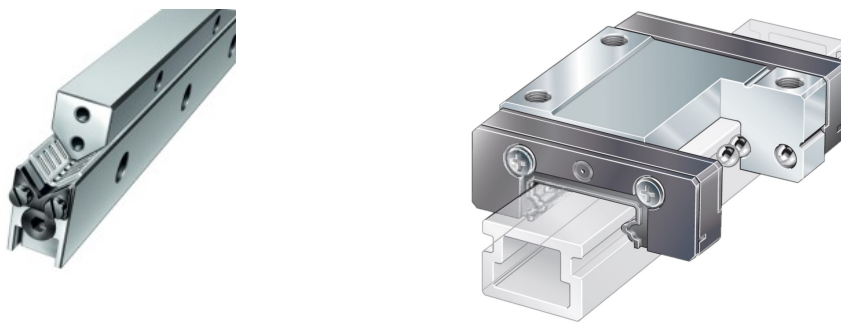
(a) Schematische Darstellung des Lastfalls

(b) Vorrichtung

Abbildung 5.43: 3-Punkt-Biegung für Festigkeitsuntersuchungen am optimierten Halbzeug (im Ausgangszustand sowie nach dem Steigprozess) und am Standardhalbzeug mit unterschiedlichen Grenzschichtdicken

dadurch auftretenden Spannungsspitzen werden so abgebaut. Die Berührungslinien und damit die plastischen Deformationen befinden sich in einem ausreichenden Abstand zur Grenzschicht, sodass keine Beeinflussung des Spannungszustandes im Bereich der Grenzschicht auftritt. Die plastischen Deformationen finden dementsprechend keine Beachtung in der Simulation.

Die Führungen der Schlitten bestehen zunächst aus reibungsarmen Standard-Linearführungen M-/V-3015 mit Winkel-Zylinderrollen-Flachkäfig von INA (Abbildung 5.44(a)), die bereits Lehmann [4] für bruchmechanische Untersuchungen verwendet hat. Während der Belastung können diese bei ungünstiger Positionierung zwischen Schlitten und Zylinderrollen geringfügig verkippen, was die Funktion als Loslager einschränkt. Unter entsprechender Beachtung beim Einbau der Vorrichtung in die Prüfmaschine und Positionierung der Schlitten beim Einlegen der Probe kann das verhindert werden. Um den damit verbundenen Mehraufwand zu beseitigen, erfolgt die Konzeption einer neuen Vorrichtung mit zweireihigen Miniatur-Kugelumlaufeinheiten KWEM 15 G2AV1LZM von INA (Abbildung 5.44(b)). Ein Verkippen der Schlitten ist nun nicht mehr möglich, was die Positionierung der Probe erheblich vereinfacht.



(a) Standard-Linearführung mit Winkel-Zylinderrollen-Flachkäfig [103]

(b) zweireihigen Miniatur-Kugelumlaufeinheit [104]

Abbildung 5.44: Verwendete Linearführungen zur Realisierung der Loslager

5.3.5 Versuchsplan

Alle Biegeversuche werden in Hinblick auf die eingeschränkten Einsatztemperaturen des Verbundes bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Stempelgeschwindigkeit beträgt für die Biegeproben nach dem axialen Stauchen und Breiten 2 mm/s und für die optimierten Halbzeuggeometrien, die Steigproben sowie deren Proben mit unterschiedlicher Grenzschichtdicke 3 mm/s.

Die Biegeversuche zum Stauchen sind in Tabelle 5.8 zusammengefasst. Die Strangabschnitte (SA) je Parameterkombination werden aus demselben Strang entnommen. Nach dem Gesenkschmieden werden die Scheiben aus den Strangabschnitten entnommen und mittels Farbeindringprüfung auf Risse hin untersucht. Bei bestehendem Verbund erfolgt anschließend die Probenentnahme, wobei die Winkelangaben die Probenposition im Querschnitt beschreiben. Alle Proben mit der 0°-Position liegen axial versetzt exakt hintereinander im

Strang. Die Proben mit 180°-Position liegen den 0°-Proben im Querschnitt gesehen gegenüber. Die wärmebehandelten Strangabschnitte mit unveränderter Höhe fungieren als Referenz, um die Festigkeiten vor und nach der Umformung unabhängig von Veränderungen aufgrund der Wärmebehandlung und Schwankungen innerhalb des Stranges vergleichen zu können.

Tabelle 5.8: Versuchsplan - Stauchen

Ausgangsmaß	Endmaß	Anzahl der SA	Scheiben pro SA	Proben pro Scheibe	Anzahl Proben	
					0°	180°
50 mm	50 mm	3	6	1	9	9
50 mm	40 mm	3	4	1	6	6
50 mm	30 mm	3	2	1	3	3
50 mm	20 mm	2 ³	1	2	2	2

Die Biegeversuche zum Breiten sind in Tabelle 5.9 zusammengefasst. Je Umformstufe und Biegevorrichtung (BV) standen mindestens drei T-Proben zur Absicherung der Ergebnisse zur Verfügung. Aufgrund der Probenform ist es beim radialen Breiten nicht möglich, Biegeproben aus dem unverformten Strangmaterial zu entnehmen und als Referenz zu verwenden.

Tabelle 5.9: Versuchsplan - Breiten

Ausgangsmaß	Endmaß	Anzahl der SA	Proben pro SA	Anzahl Proben	
				BV 1	BV 2
20 mm	14 mm	2	6	6	6
20 mm	12 mm	2	6	6	6
20 mm	10 mm	1 ⁴	6	3	3

Die Biegeversuche zum Steigen sind in Tabelle 5.10 zusammengefasst. Bei den bezüglich Wärmebehandlung und Umformung unbehandelten Proben traten keine Probleme mit der Verbundqualität auf, weshalb aus jedem Strangabschnitt 6 Scheiben bzw. Biegeproben entnommen werden konnten. Diese Biegeversuche dienen der Beschaffung von Vergleichswerten, um die Festigkeit der Steigprobengrenzschichten quantitativ bewerten zu können, da nicht bekannt ist, ob die Grenzschichtfestigkeit durch die Optimierungen der Verbundgeometrie beeinflusst wird. Bei den Steigproben zeigt sich bei einem Achsversatz von 0,5 mm eine unzureichende Grenzschichtqualität nach dem Schmiedeprozess. Nach der Scheibentnahme haben sich bereits durch die Farbeindringprüfung einige Risse gezeigt sowie anschließend bei der Probenentnahme durch Grenzschichtversagen. Bei dieser Parameter-Konfiguration stehen daher nur zwei Proben zur Verfügung. Die anderen Konfigurationen sind durch mindestens 6 Proben repräsentiert.

³Wie metallografische Untersuchungen zeigten, wies der 3. Strangabschnitt Risse auf, die nicht durch die Farbeindringprüfung detektiert wurden, weshalb dieser von der Auswertung ausgeschlossen wurde.

⁴Während der Probenentnahme aus dem umgeformten Strangabschnitt zeigte sich wiederholt ein Versagen der Grenzschicht, weswegen für diese Umformstufe nur ein Strangabschnitt verwendet werden konnte.

Tabelle 5.10: Versuchsplan - Steigen

Achsversatz	$d_{\text{Mantel}}/d_{\text{Kern}}$	Stranggepresst:		Steigen:	
		SA	Proben	SA	Proben
0,25 mm	20 / 14,50	1	6	3	7
0,50 mm	20 / 14,50	1	6	3	2
0,75 mm	20 / 14,50	1	6	3	9
0 mm	20 / 13,75	1	6	3	8
0 mm	20 / 10,75	1	6	3	oben 6 / unten 9

Für die Untersuchung des Einflusses der Grenzschichtdicke werden aus den wärmebehandelten Strängen jeweils 5 Biegeproben entnommen (Tabelle 5.11). Bis auf die Variante mit $51,6 \mu\text{m}$, bei welcher 3 der Proben bei der Fertigung gebrochen sind, traten keine Auffälligkeiten auf.

Tabelle 5.11: Versuchsplan - Grenzschichtdicke

Grenzschichtdicke	Anzahl der	
	SA	Biegeproben
1,4 μm	1	5
2,6 μm	1	5
5,09 μm	1	5
10,5 μm	1	5
11,5 μm	1	5
25,91 μm	1	5
51,6 μm	1	2
97,3 μm	1	5

5.3.6 Auswertungsmethode

Die Biegevorrichtungen und auch die Abmessungen der Biegeproben unterscheiden sich je nach Schmiedeprozess deutlich voneinander, weshalb für jeden Schmiedeprozess und damit jede Konfiguration der Biegeversuche eine gesonderte Auswertung erfolgen muss. Gemeinsam haben diese Auswertemethoden die Annahme, dass die Stempelkraft zum Zeitpunkt des Bruchs F_B und der damit einhergehende Spannungszustand an der Grenzschicht zum Versagen geführt hat. Die Grenzschicht-Normalspannung zum Zeitpunkt des Bruchs wird nachfolgend als Grenzschichtfestigkeit bezeichnet.

Stauhen

Bei den Experimenten zur Bestimmung der Grenzschichtfestigkeit nach dem Stauchen treten Abweichungen zu den idealen Bedingungen auf, die Voraussetzung für die Anwendung der linearen Biegetheorie (BT) sind. Die Probe verkippt leicht in der Klemmvorrichtung während der Belastung, weshalb sich der Lastfall von einem fest eingespannten Kragträger un-

terscheidet. Um die Grenzschicht-Normalspannung bei Bruch dennoch exakt zu bestimmen, ist eine dreidimensionale FE-Simulation notwendig. Die Probenform und Lagerung basiert auf Biegeversuchen von Lehmann [4]. Dieser hat bereits derartige FE-Simulationen durchgeführt und die Abweichungen zwischen dem realen Experiment und der linearen Biegetheorie quantifiziert. Als Ergebnis wird ein Korrekturfaktor K_{Leh} von 1,16 genannt, der es ermöglicht, die auftretende Normalspannungs-Überhöhung an der Grenzschicht im Vergleich zur linearen Biegetheorie zu berücksichtigen und eine analytische Berechnung der Grenzschichtfestigkeit σ_{GS} nach Gleichung 5.3 durchzuführen. Die Eingangsgrößen sind das Biegemoment M_b an der Grenzschicht zum Zeitpunkt des Versagens sowie der Breite b und Höhe h der Biegeprobe.

$$\sigma_{GS} = K_{Leh} \cdot \frac{6M_b}{bh^2} \quad (5.3)$$

Bei Änderungen im Lastfall der Biegeprobe ist die Bestimmung des Korrekturfaktors zu wiederholen. Diese ergeben sich durch die veränderte Oberflächenpräparation und der damit verbundenen geringeren Haftung der Proben. Die Position der Probe in der Einspannung verlagert sich in Abhängigkeit der zur Verfügung stehenden Dicke des Mantelmaterials in Richtung Stempel (Probe rückt aus der Einspannung heraus), was durch einen höheren Anpressdruck kompensiert wird.

Den numerischen Simulationen der Biegeversuche liegen die in Abbildung 5.45 dargestellten Randbedingungen zugrunde, wobei diese sich in der Position der Lager, der Grenzschicht und des Stempels von Lehmann unterscheiden. Der prinzipielle Aufbau der Simulation wurde jedoch nicht geändert, da ebenfalls ein Verkippen der Probe stattfindet. Das axiale Stauchen führt zu einer Vergrößerung der Mantelwandstärke, weswegen bei höheren Umformgraden der Abstand zur Grenzschicht vergrößert werden kann, ohne den Anteil des Mantels innerhalb der Einspannung zu verringern (Tabelle 5.12). Die Position der Lager x_o und x_u relativ zur Grenzschicht basieren auf Messungen der Abdrücke an den geprüften Proben. Es handelt sich hierbei um Durchschnittswerte. Für die Variante der Stauchung auf ein Endmaß von 20 mm gelten die Ergebnisse für das Endmaß von 30 mm, da diese Varianten sich nicht signifikant in der Mantelwandstärke und den Lagerabdrücken unterscheiden.

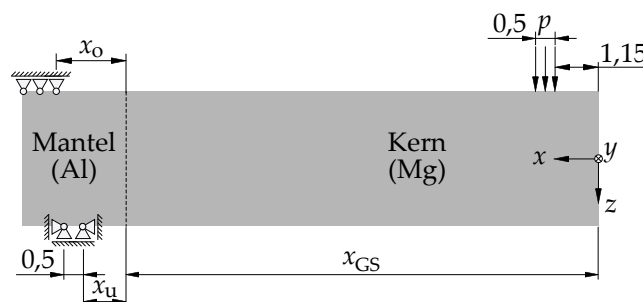


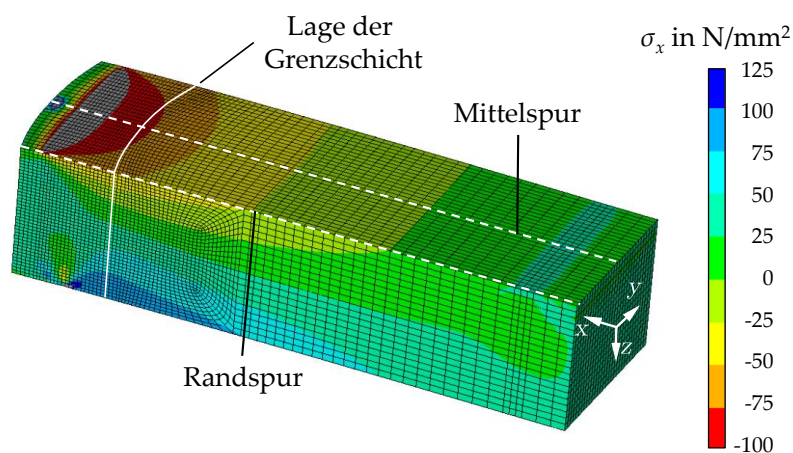
Abbildung 5.45: Randbedingungen der Simulation der I-Proben-Biegeversuche in der Mittelebene

Tabelle 5.12: Position der Lager, der Grenzschicht und des Stempels in der Mittelebene für alle Varianten des Stauchens

Ausgangsmaß in mm	Endmaß in mm	Position der Lager in mm		Position der Grenzschicht x_{GS} in mm
		oben x_o	unten x_u	
50	50	1,57	1,13	12,64
50	40	1,84	1,14	12,32
50	30	2,07	1,56	11,74
50	20	2,07	1,56	11,74

Es sind zwei verschiedene Spannungssingularitäten bei der Simulation zu beachten. Zum Einen existiert in der Realität eine sprunghafte Änderung der elastischen Materialeigenschaften an der Grenzschicht, was in theoretischen Betrachtungen im singulären Punkt zu einer unendlich hohen Spannung führt. Die Effekte der Spannungssingularität treten jedoch nach Lehmann [4] erst wenige μm vor der Grenzschicht auf. Zusätzlich bildet die Grenzschicht im vorliegenden Fall ein Volumen und keinen scharfen Übergang, weshalb die Berücksichtigung dieser Singularität in der Auswertung der Biegeversuche als nicht notwendig erachtet wird. Es ist daher zulässig, die Biegeprobe monolithisch aus Aluminium zu modellieren. Zum Anderen stellen die Einspannung und die Krafteinleitung Singularitäten dar. Die Relevanz dieser für die Auswertung der Spannungen an der Grenzschicht wird während der Auswertung der Simulation diskutiert. Nach dem Versagen der Proben durch Sprödbbruch lassen sich keine plastischen Deformationen außerhalb der Lagerungspunkte feststellen, weshalb linear elastisches Materialverhalten angenommen wird.

Aus Gründen der Symmetrie reicht es aus die Hälfte der Biegeprobe zu simulieren. In der Mittelebene, x - z -Ebene (Abbildung 5.46) erfolgt die Definition entsprechender Symmetriestandbedingungen, indem die Verschiebung in y -Richtung gleich null gesetzt wird. Die dargestellten Ergebnisse sind an der Mittelebene gespiegelt und basieren auf einer Stempelkraft von 70 N, was der maximal gemessenen Stempelkraft bei Bruch F_B entspricht.

Abbildung 5.46: Spannungsverteilung σ_x einer belasteten I-Biegeprobe im 3D FE-Modell (Stauhen von 50 mm auf 40 mm)

Die Spannungsverteilung σ_{GS} an der Grenzschicht über der Probenhöhe findet sich in Abbildung 5.47. Es zeigt sich eine Abweichung zum linearen Verlauf vor allem an der Probenunterseite. Des Weiteren liegt die neutrale Faser nicht mehr in der Probenmitte, sondern verschiebt sich aufgrund der Lagerung, die vom fest eingespannten Biegebalken abweicht, in Richtung Probenoberseite. Der für die Festigkeitsbestimmung relevante Bereich befindet sich an der Probenoberseite in der Mittelebene, da hier die maximale Zugspannung auftritt.

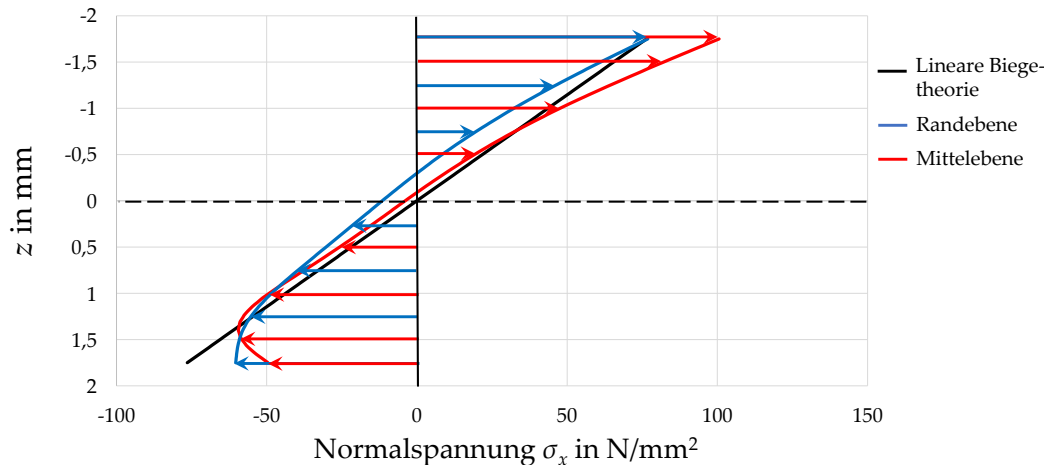


Abbildung 5.47: Spannungsverteilung σ_x an der Grenzschicht über der Probenhöhe (Stau-
chen von 50 mm auf 40 mm)

Der Vergleich der elementaren Biegetheorie mit dem Spannungsverlauf auf der Probenoberseite in der Mittelebene für die verschiedenen Varianten des Stauchens in Abbildung 5.48 zeigt deutlich die Notwendigkeit eines Korrekturfaktors auf. Aufgrund der unterschiedlichen Lager- und Grenzschichtpositionen ergibt sich für jedes Endmaß nach dem Stauchen ein eigener Korrekturfaktor K_{frSt} .

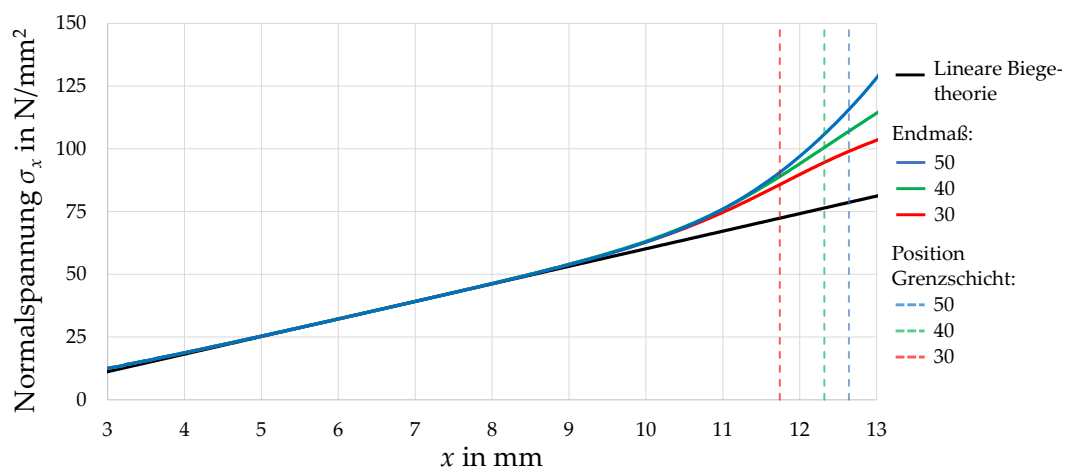


Abbildung 5.48: Spannungsverteilung σ_x für den Umformprozess Stauchen über die Längs-
koordinate x an der Probenoberseite, Mittelebene

In Tabelle 5.13 ist für alle Varianten der sich nach Gleichung (5.4) ergebende Korrekturfaktor aufgeführt. Vor allem bei der Variante mit einem Endmaß von 50 mm stellt sich ein sehr hoher Korrekturfaktor ein. Dass die Spannungsüberhöhung physikalisch begründet ist und nicht durch die Singularität in der Einspannung entsteht, haben vergleichende FE-Simulationen gezeigt. In diesen wird die Lagerung durch eine feste Einspannung am Probenrand ersetzt. Die Vernetzung bleibt unverändert. Die Singularität an der Einspannung baute sich innerhalb von 0,4 mm ab. Der Abstand der oberen Einspannung zur Grenzschicht beträgt minimal 1,57 mm, weshalb sich die Grenzschicht außerhalb des Einflussbereiches der numerischen Singularität befindet. Die Berechnung der realen Grenzschicht-Normalspannung zum Zeitpunkt des Bruchs ergibt sich somit nach Gleichung (5.5), wobei die Probenhöhe h und -breite b sowie der Hebelarm l (Abstand Stempelabdruck zur Grenzschicht in der Mittelebene) für jede Probe individuell vermessen wird.

$$K_{\text{frSt}} = \frac{\max(\sigma_{x,GS})}{\sigma_{\text{BT}}} \quad (5.4)$$

$$\sigma_{\text{GS,frSt}} = K_{\text{frSt}} \cdot \frac{6F_{\text{B}}l}{bh^2} \quad (5.5)$$

Tabelle 5.13: Korrekturfaktor K_{frSt} für alle Varianten des Stauchens

Ausgangsmaß in mm	Endmaß in mm	Korrekturfaktor K_{frSt}
50	50	1,47
50	40	1,32
50	30 bzw. 20	1,18

Breiten

Die Ermittlung des Spannungszustandes an der Grenzschicht beim Versagen der T-Probe durch Biegung um die y -Achse basiert auf der FE-Simulation zur Positionierung der Lagerungsstifte (Abschnitt 5.3.4). Die maximale Normalspannung an der Grenzschicht im Modell entspricht der mit der linearen Biegetheorie berechneten Spannung σ_{BT} . Die Verwendung eines Korrekturfaktors ist daher nicht notwendig, weshalb sich die Grenzschichtfestigkeit nach Gleichung (5.6) berechnen lässt. Der Hebelarm l unterscheidet sich von Probe zu Probe minimal in Abhängigkeit der realen Grenzschichtposition. Nach dem Bruch erfolgt die Messung des jeweiligen Abstandes zwischen dem Abdruck des Stempels und der Grenzschicht.

$$\sigma_{\text{GS,Br,y}} = \sigma_{\text{BT}} = \frac{6F_{\text{B}}l}{bh^2} \quad (5.6)$$

Für den Fall der Biegung um die z -Achse muss aufgrund der Verwendung der Biegevorrichtung 1 eine separate Bestimmung des Spannungszustandes an der Grenzschicht zum Zeitpunkt des Versagens durchgeführt werden. Die Randbedingungen der FE-Simulation

ähneln dabei der FE-Simulation der I-Probe in dieser Biegevorrichtung. Der Einspannbereich fällt infolge der anderen Probenform geringer aus (Abbildung 5.49). Aufgrund des Lastfalls ist auch hier von einem Verkippen der Biegeprobe in der Einspannung auszugehen. Da die zum Versagen führenden Kräfte gering sind, existieren keine klar abgrenzbaren Eindrücke an den Proben. Der für die Verschiebungsrandbedingungen verwendete Bereich der Probenoberseite in der Einspannung ist als konservativ abgeschätzt anzusehen. In dieser Simulation findet ebenfalls keine Berücksichtigung der Singularitäten an der Grenzschicht statt, weshalb es ausreicht eine monolithische Probe mit linear-elastischem Materialverhalten zu simulieren. Die Kraft F beträgt 20 N.

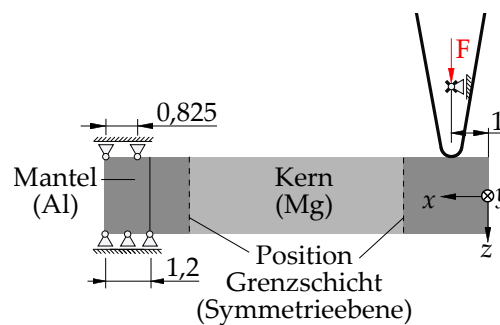


Abbildung 5.49: Randbedingungen der Simulation der T-Proben-Biegeversuche um die y -Achse (Breiten)

Der Vergleich der elementaren Biegetheorie mit dem Spannungsverlauf auf der Probenoberseite in der Symmetrieebene in Abbildung 5.50 zeigt eine gute Übereinstimmung über weite Bereiche. Erst in der Nähe des Übergangs zum Querbalken der T-Probe ($x = 8,7$) treten nennenswerte Unterschiede auf. Die Verwendung eines Korrekturfaktors ist daher auch hier nicht notwendig, weshalb sich die Grenzschichtfestigkeit nach Gleichung (5.7) berechnen lässt.

$$\sigma_{GS,Br,z} = \sigma_{BT} = \frac{6F_B l}{b^2 h} \quad (5.7)$$

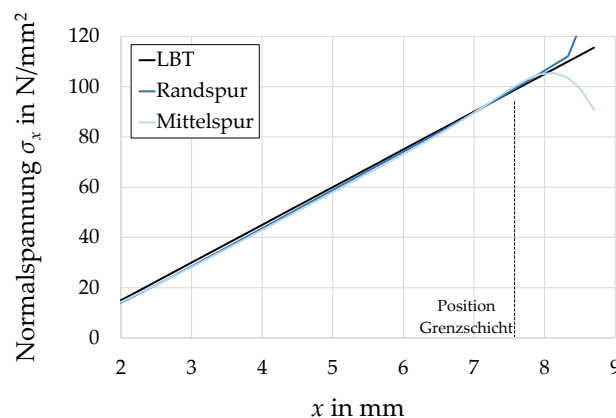


Abbildung 5.50: Spannungsverteilung σ_x über die Längsachse x an der Probenoberseite in der Symmetrieebene

Steigen

Die verwendeten 3-Punkt-Biegeproben erfüllen die Vorgaben eines Bernoulli-Balkens nicht vollständig, weshalb Abweichungen zwischen der realen maximalen Normalspannung σ_{GS} und dem Wert der linearen Biegetheorie σ_{BT} zu erwarten sind. Um das Ausmaß der Abweichungen zu quantifizieren, eignen sich auch hier FE-Simulationen des Lastfalls. Das Modell beschränkt sich dabei auf einen monolithischen Aufbau (Aluminiummaterial) mit linear elastischem Materialverhalten. Für alle aus den Steigproben mit einem Achsversatz von 0,75 mm entnommenen Biegeproben ist die maximale Normalspannung in der Grenzschicht berechnet worden. Berücksichtigung in der Simulation finden die realen Querschnittsabmessungen und die jeweilige Kraft bei Versagen. Die Nachbildung des Grenzschichtverlaufs erfolgt mit einer Potenzfunktion, die sich an einem real gemessenen Grenzschichtverlauf orientiert. Für eine Probe zeigt Abbildung 5.51 exemplarisch die Spannungsverteilung für σ_x .

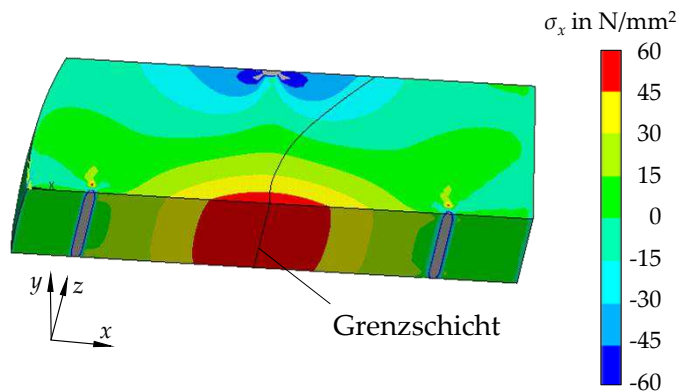


Abbildung 5.51: Spannungsverteilung σ_x einer belasteten 3-Punkt-Biegeprobe im 3D FE-Modell (Steigprobe mit Achsversatz von 0,75 mm)

Für alle neun Proben kann auf Grundlage der numerischen Simulation nun der Korrekturfaktor, der die Abweichung zur linearen Biegetheorie beinhaltet, nach Gleichung (5.8) berechnet werden. Der durchschnittliche Korrekturfaktor der neun Proben K_{Steigen} von 0,9375 dient dann als Korrekturfaktor für die Berechnung der Grenzschichtfestigkeit nach Gleichung (5.9) für alle anderen 3-Punkt-Biegeproben der optimierten Halbzeuge im Ausgangszustand und nach dem Umformprozess Steigen. Die Länge l entspricht hier dem Loslagerabstand von 6 mm.

$$K_{\text{Steigen}} = \frac{\max(\sigma_{x,GS})}{\sigma_{BT}} \quad (5.8)$$

$$\sigma_{GS,Steigen} = K_{\text{Steigen}} \cdot \frac{3F_B l}{2bh^2} \quad (5.9)$$

Grenzschichtwachstum

Die Auswertung der 3-Punkt-Biegung zur Grenzschichtdicke folgt der Auswertung im vorherigen Abschnitt zum Steigen. Mithilfe einer der veränderten Grenzschichtgeometrie und

Lagerung angepassten FE-Simulationen kann ein Korrekturfaktor K_{Dicke} von 0,9469 für die lineare Biegetheorie berechnet werden. Dieser gilt für die Standardhalbzeuggeometrie und einem Loslagerabstand l von 4,5 mm. Die Berechnung der Grenzschichtfestigkeit ergibt sich zu:

$$\sigma_{\text{GS,Dicke}} = K_{\text{Dicke}} \cdot \frac{3F_{\text{Bl}}}{2bh^2} \quad (5.10)$$

5.3.7 Ergebnisse

Für die im vorherigen Abschnitt vorgestellten Auswertgleichungen für die Grenzschichtfestigkeit dienen die individuellen Querschnittsabmessungen der Biegeproben und die jeweilige Stempelkraft bei Bruch als Eingangsgrößen.

Stauchen

Die durchschnittliche Grenzschichtfestigkeit ist in Abhängigkeit von der Höhe des Strangabschnittes nach dem Stauchen in Abbildung 5.52 aufgetragen. Zusätzlich sind unter Zuhilfenahme von Fehlerindikatoren die jeweiligen maximalen und minimalen Festigkeitskennwerte angegeben.

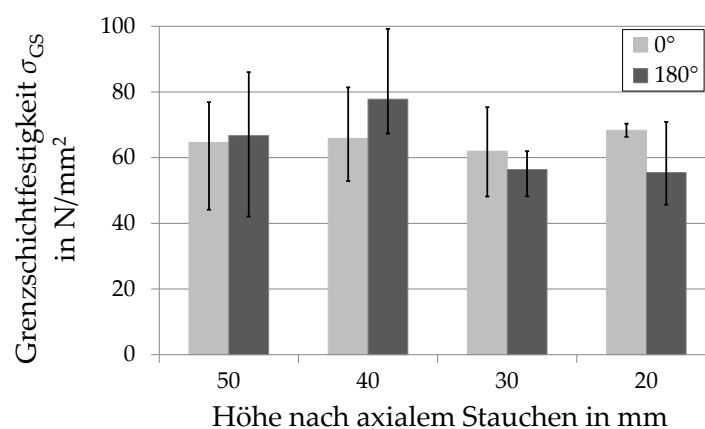


Abbildung 5.52: Abhängigkeit der durchschnittlichen Grenzschichtfestigkeiten von der Höhe nach dem Stauchen

Der Vergleich der Umformstufen untereinander zeigt, dass sich beim Stauchen die Grenzschichtfestigkeit nicht mit dem Umformgrad ändert. Die geringen vorhandenen Abweichungen liegen deutlich unterhalb der Schwankungen innerhalb einer Umformstufe, die bis zu 37% vom Mittelwert betragen. Große Streuungen der Festigkeitswerte sind bereits durch die Untersuchungen zu den stranggepressten Halbzeugen von Lehmann [4] bekannt. Die minimale bzw. maximale Grenzschichtfestigkeit bei Raumtemperatur beträgt dort 140 N/mm² bzw. 250 N/mm². Die hier festgestellten Festigkeitswerte fallen deutlich geringer aus. Die Ursachen sind zum Einen in der Probenfertigung zu sehen, denn die Oberfläche der hier verwendeten I-Proben wird nach dem Erodieren nicht geschliffen. Das gewährleistet die Ver-

gleichbarkeit zu den T-Proben, die aus geometrischen Gründen nicht geschliffen werden können. Die Oberfläche nach dem Erodieren ist in der Mikroebene unregelmäßig und zerklüftet, was die Rissinitiierung begünstigt. Der Fokus der hier vorgestellten Untersuchungen sollte daher vor allem auf dem Vergleich der Proben untereinander liegen, um den Einfluss der Umformung auf die Grenzschichtfestigkeit zu ermitteln. Zum Anderen unterscheiden sich die Proben in der vorgeschalteten Wärmebehandlung, die bei Lehmann nicht stattgefunden hat und zu einem Wachstum der Grenzschicht führt.

Breiten

Die durchschnittliche Grenzschichtfestigkeit ist in Abhängigkeit von der Höhe der Strangabschnitte nach dem Breiten in Abbildung 5.53 aufgetragen. Zusätzlich sind unter Zuhilfenahme von Fehlerindikatoren die jeweiligen maximalen und minimalen Festigkeitskennwerte angegeben.

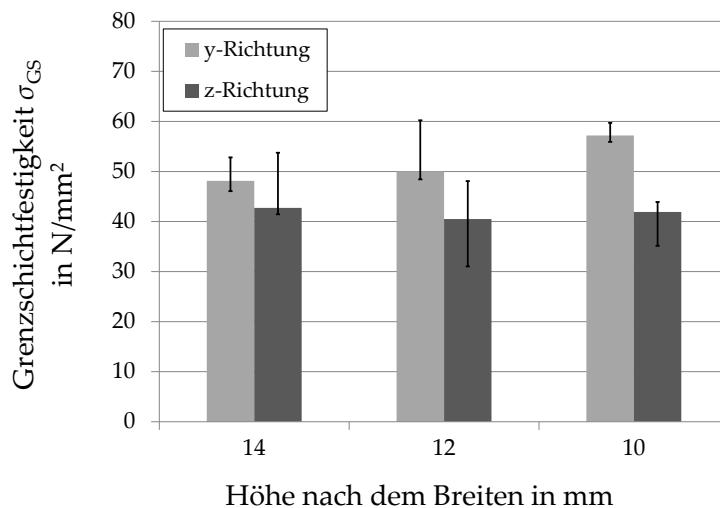


Abbildung 5.53: Abhängigkeit der durchschnittlichen Grenzschichtfestigkeiten von der Höhe nach dem Breiten

Die Festigkeitswerte liegen erneut weit unterhalb der Festigkeit des ungeschmiedeten Halbzeugs nach Lehmann [4] und auch unterhalb der Festigkeiten nach dem axialen Stauchen. Eine Vergleichsprobe mit der zugeführten Wärmebehandlung und ohne Breiten existiert nicht, da die T-Probe aufgrund der geometrischen Verhältnisse nicht aus dem Halbzeug entnommen werden kann.

Auffällig sind die Unterschiede zwischen den Ergebnissen der Biegung um y - und z -Achse. Die Biegung um die y -Achse zeichnet sich in allen Umformstufen durch eine höhere Festigkeit aus, welche zusätzlich mit dem Umformgrad zunimmt. Bei Betrachtung der Grenzschichtbeschaffenheit im Querschliff zeigt sich, dass mit steigendem Umformgrad die Zwischenräume zwischen den Fragmenten im zunehmenden Maße aufgefüllt werden (Abbildung 5.29). Treffen die Grundwerkstoffe erneut aufeinander, bildet sich die sogenannte sekundäre Grenzschicht aus, die die Tragfähigkeit der Grenzschicht erhöht. Im Längsschliff zeigen sich bei allen Umformgraden lange Fragmente mit geringen Abständen (Abbildung 5.28).

Steigen

Die ermittelten durchschnittlichen Festigkeitswerte für die verschiedenen optimierten Halbzeuge und deren Schmiedeerzeugnisse durch Steigen sind zusammen mit den jeweiligen maximalen und minimalen Festigkeitskennwerten in Abbildung 5.54 zusammengefasst.

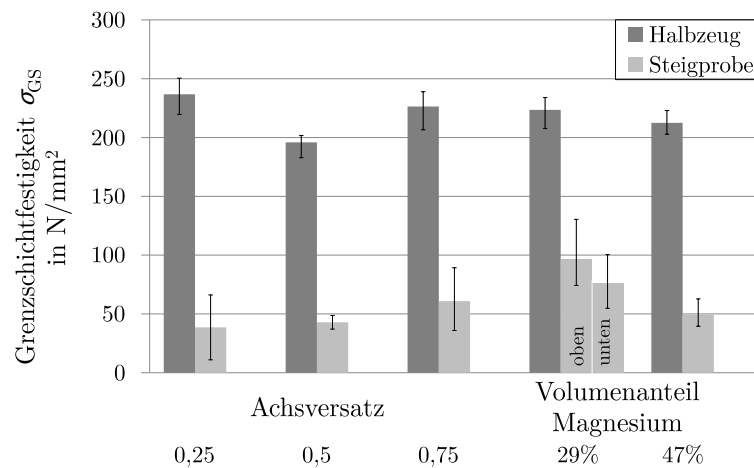


Abbildung 5.54: Abhängigkeit der durchschnittlichen Grenzschichtfestigkeiten von der Halbzeuggeometrie vor und nach dem Schmiedeprozess Steigen

Die Grenzschichtfestigkeiten der optimierten Halbzeuge liegen auf einem sehr hohen Niveau von 200 N/mm^2 bis 250 N/mm^2 . Durch den Schmiedeprozess und der damit verbundenen Wärmebehandlung sinkt die Grenzschichtfestigkeit erheblich ab und befindet sich auf einem Niveau mit den Festigkeiten nach dem Stauchen und Breiten. Allerdings zeigt sich eine höhere Festigkeit mit Zunahme des Achsversatzes und Reduzierung des Kerndurchmessers auf bis zu 130 N/mm^2 . Parallel dazu steigt auch in allen Fällen die Wandstärke im Halbzeug, weswegen hier ein Zusammenhang vermutet wird. Eine Erhöhung der Mantelwandstärke durch die Reduzierung des Kerndurchmessers führt zu einer Gewichtssteigerung und steht damit im Widerspruch zum Ziel, einen möglichst leichten Werkstoffverbund herzustellen.

Grenzschichtwachstum

Die durchschnittliche Grenzschichtfestigkeit ist in Abhängigkeit von der Grenzschichtdicke in Abbildung 5.55 aufgetragen. Zusätzlich sind unter Zuhilfenahme von Fehlerindikatoren die jeweiligen maximalen und minimalen Festigkeitskennwerte angegeben. Die Werte für eine Grenzschichtdicke von $54 \mu\text{m}$ basieren auf lediglich zwei Biegeproben, da sich die Übrigen bereits bei der Fertigung als geschädigt herausstellten. Die statische Absicherung der durchschnittlichen Festigkeit ist für diese Variante daher nicht gegeben.

Die unbehandelte Grenzschicht mit einer Dicke von $1,4 \mu\text{m}$ besitzt eine hohe Festigkeit. Bereits ein Wachstum der Grenzschicht auf $5,5 \mu\text{m}$ führt zu einer Reduzierung der Festigkeit um 40% . Dieser Trend setzt sich bis zu einer Grenzschichtdicke von ca. $25 \mu\text{m}$ fort. Ein weiteres Wachstum der Grenzschicht führt zu keiner weiteren nennenswerten Veränderung in der Festigkeit.

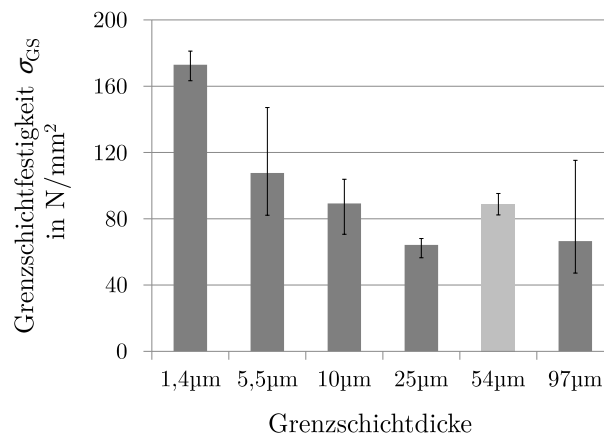


Abbildung 5.55: Abhängigkeit der durchschnittlichen Grenzschichtfestigkeiten von der Grenzschichtdicke

Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Unter Zuhilfenahme von verschiedenen Biegeversuchen konnten Grenzschichtfestigkeiten für die optimierten Halbzeuggeometrien (Abschnitt 5.1.2) und nach den Schmiedeprozessen Stauchen, Breiten und Steigen ermittelt werden. Die jeweiligen Besonderheiten der Versuchsaufbauten sind anhand von numerischen Simulationen näher untersucht und in der Auswertung durch Korrekturfaktoren berücksichtigt worden.

Die Grenzschicht in den optimierten Strängen zeichnet sich durch eine hohe Festigkeit von 200-250 N/mm² aus, die auf dem Niveau des Standardhalbzeugs liegt. Die Abweichungen vom Mittelwert liegen bei maximal 20 N/mm².

Nach allen Schmiedeprozessen tritt unabhängig vom Ausmaß der Fragmentierung ein enormer Abfall der Festigkeit auf. Die Grenzschichtfestigkeit bei einer Grenzschichtdicke von 25 μm beträgt nur noch ca. 60 N/mm². Ursache hierfür scheint das Wachstum der Grenzschicht während der Aufheizphase in Vorbereitung der Schmiedeprozesse zu sein, die bei ca. 300 °C durchgeführt werden. Da die Grenzschicht keine Umformung, sondern ausschließlich eine Wärmebehandlung erfahren haben, ist der Einfluss einer Fragmentierung ausgeschlossen. Nach dem Stauchen, bei dem bis auf wenige Ausnahmen keine Fragmentierung auftritt, liegen die Festigkeitswerte ebenfalls auf einem Niveau von 60 N/mm². Das Auftreten einer Fragmentierung führt zu einer weiteren Reduzierung der Festigkeit wie mit dem Breiten gezeigt werden konnte. Um eine hohe Grenzschichtfestigkeit beizubehalten, ist es daher von Vorteil bei den Schmiedeprozessen eine möglichst geringe Wärmezufuhr anzustreben.

Des Weiteren ist beim Schmiedeprozess Steigen eine Abhängigkeit der Grenzschichtfestigkeit von der Mantelwandstärke zu beobachten. Da diese Abhängigkeit jedoch nur nach dem Schmiedeprozess auftritt und nicht bereits bei dem stranggepressten Ausgangsmaterial, ist davon auszugehen, dass die unterschiedliche Position der Grenzschicht und damit der Unterschied in der Beanspruchung während der Umformung ausschlaggebend ist.

6 Fragmentierung der Grenzschicht als Schädigungskriterium

Die metallografischen Untersuchungen zeigen nach den Umformungen durch Steigen, Breiten und Stauchen teilweise eine Fragmentierung der Grenzschicht mit anschließender Bildung einer sekundären Grenzschicht zwischen den Fragmenten (siehe Abschnitt 5.3.2). Während der Umformvorgänge liegt an der Grenzschicht ein mehrachsiger Spannungs- und Verzerrungszustand vor [5]. Es kann daher nicht eindeutig aus den numerischen Simulationen der Umformprozesse abgeleitet werden, welche Spannungs- bzw. Verzerrungskomponente zu der Fragmentierung führt.

Um die Mechanismen, die zum Versagen der Grenzschicht führen, besser zu verstehen, erfolgt eine experimentelle Analyse der Grenzschichtfragmentbildung unter - nach Möglichkeit - einachsigen Spannungs- bzw. Verzerrungszuständen. Dabei wird der Einfluss der Grenzschichtdicke und Umformgeschwindigkeit auf die Fragmentierung untersucht. Die umfangreichen experimentellen Untersuchungen und deren metallografische Ergebnisse sind nachfolgend dargestellt, sowie das daraus abgeleitete Fragmentierungskriterium.

6.1 Rinnenstauchversuch

Um Aussagen über das kritische Streckungsmaß zu erhalten, bei dem die Fragmentierung beginnt, sollte idealerweise im Experiment eine einachsige Beanspruchung der Grenzschicht unterschiedlicher Ausprägung hervorgerufen werden. Zugversuche eignen sich jedoch nicht, da bei diesen eine homogene Streckung außerhalb der Einspannbereiche auftritt. Um unterschiedliche Streckungen betrachten zu können, müssten dementsprechend pro Umformgeschwindigkeit und Grenzschichtdicke mehrere Laststufen untersucht werden. Zugproben mit veränderlichem Querschnitt können hier nur bedingt Abhilfe schaffen aufgrund der zu erwartenden zügigen Einschnürung im Bereich des kleinsten Querschnitts.

Des Weiteren muss Beachtung finden, dass die Auswertung mittels optischer Verfahren, wie lichtmikroskopische Aufnahmen, nur in einer Ebene erfolgen können. Aus diesem Grund sollte sich der Fragmentierungszustand unabhängig von Position dieser Auswerteebene einstellen. Für die weiteren Untersuchungen wird daher der Rinnenstauchversuch herangezogen. Beim Rinnenstauchversuch erfolgt, entsprechend seiner Bezeichnung, die Stauchung seitlich geführt. Die Deformation beschränkt sich auf eine Stauchung der Höhe und eine Streckung in Tiefenrichtung. Die Breite der Probe bleibt im Idealfall unverändert. Im Vergleich zum Zugversuch existiert infolge der neu entwickelten speziellen Probenform beim Rinnenstauchversuch keine homogene Streckung der Grenzschicht, wie die parallel zu den Experimenten durchgeführte Simulation zeigt. Er bietet daher die Möglichkeit bei einer Um-

formstufe unterschiedliche Streckungen der Grenzschicht innerhalb einer Probe zu beobachten und so eine Vielzahl von Experimenten - im Vergleich zum Zugversuch - einzusparen. Gleichzeitig beschränkt sich die Deformation auf einen ebenen Verzerrungszustand, der eine Streckung der Grenzschicht in tangentialer Richtung bei gleichzeitigem Druck auf die Grenzschicht analog zu den untersuchten Massivumformungen erzeugt.

6.1.1 Versuchsaufbau und Probenform

Die Führung der Probe erfolgt im Experiment durch eine Bodenplatte und zwei durch Schrauben befestigte Führungsplatten (Abbildung 6.1). Diese können durch entsprechende Durchgangsbohrungen in ihrer Position an die Probe und den Stempel angepasst werden. Um ein Verschieben der Führungsplatten während der Umformung zu verhindern, werden zusätzlich Spannbacken an die Rinne angebracht. Alle Flächen der Rinne, die mit der Probe in Berührung kommen, sind geschliffen und mit einem Schmierfilm aus MoS₂-Paste versehen.

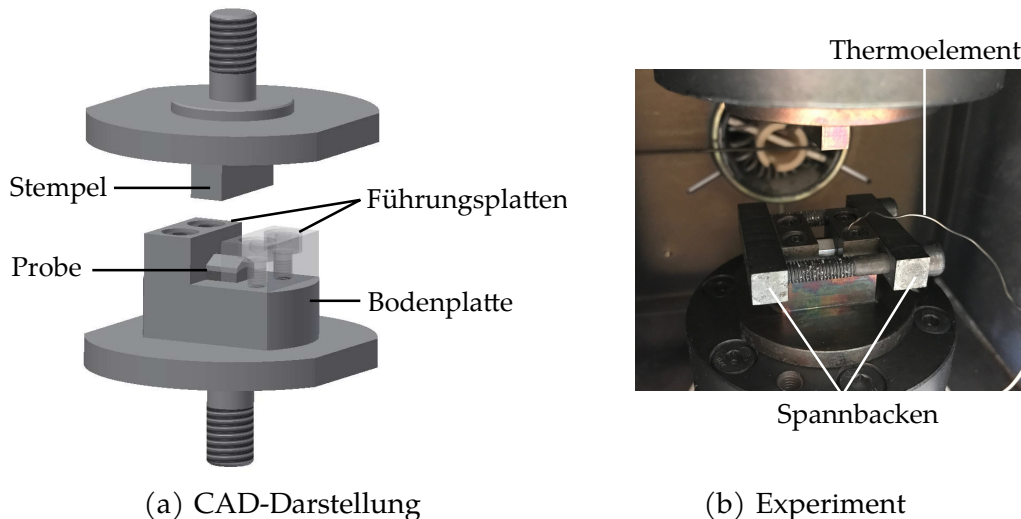


Abbildung 6.1: Belastungsvorrichtung Rinnenstauchversuch

Die Belastungsvorrichtung befindet sich in der bereits für die vorherigen Versuche verwendeten Temperierkammer mit Gaserhitzer und kann in verschiedene Prüfmaschinen eingebaut werden. Für die Experimente mit einer Stempelgeschwindigkeit von 2 mm/s erfolgt der Einbau in eine 100 kN ZWICK/ROELL Universalprüfmaschine mit einem 5 kN Kraftaufnehmer der Firma GTM Gassmann Theiss-Messtechnik GmbH. Für alle übrigen Stempelgeschwindigkeiten befindet sich die Belastungsvorrichtung in einer 50 kN INSTRON Hydraulik-Prüfmaschine (Abbildung 6.2).

Die exakten Probenabmessungen und der Ort der Entnahme im Querschnitt sind Abbildung 6.3 zu entnehmen. Die Stauchung der Höhe entspricht einer Stauchung in radialer Richtung im Halbzeugquerschnitt. Die x-Richtung, in der eine Streckung während der Belastung auftritt, entspricht hier der tangentialen Richtung. Die Ausdehnung in z-Richtung, der Strangpressrichtung wird durch die Rinne verhindert.

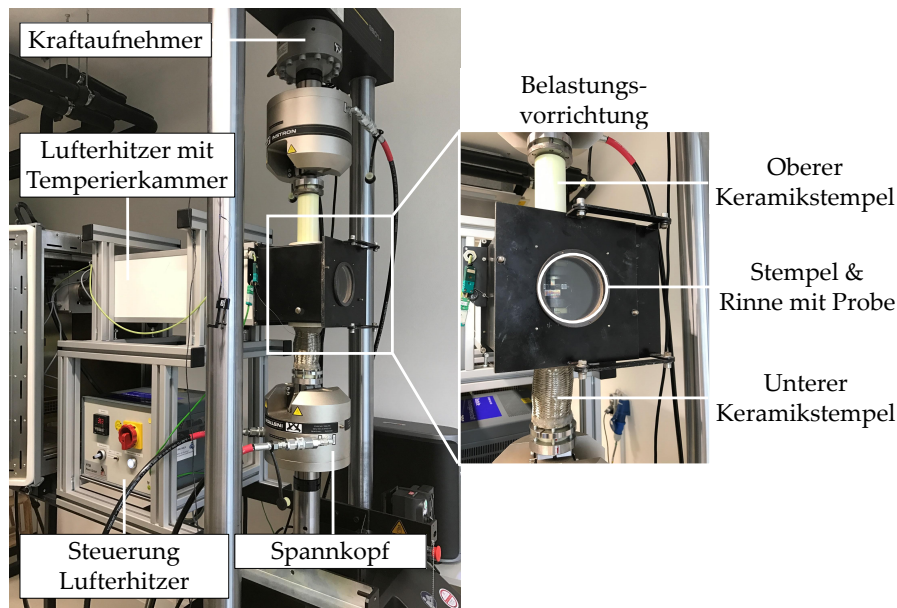
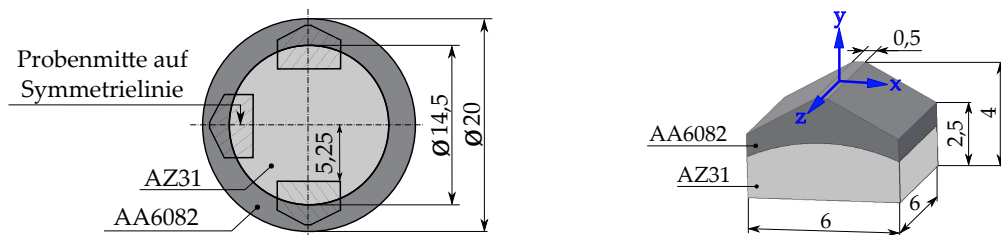


Abbildung 6.2: Belastungsvorrichtung innerhalb einer 50 kN INSTRON Hydraulik-Prüfmaschine



(a) Position (Tiefe der Kreisscheibe beträgt 6 mm)

(b) Abmessungen und Koordinatensystem

Abbildung 6.3: Position, Abmessungen und Koordinatensystem der Rinnenstauchprobe im unverformten Querschnitt

6.1.2 Versuchsplan und -durchführung

Die Rinnenstauchversuche sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst. Je Parameterkombination erfolgen mindestens drei Wiederholungsversuche zur Absicherung der Ergebnisse, wobei die verwendeten Kreisscheiben ihren Ursprung in demselben Strangabschnitt haben. Alle Rinnenstauchversuche werden, in Hinblick auf die Umformtemperatur des Verbundes bei den bisherigen Experimenten, bei 300 °C durchgeführt und eine Stauchung um 1 mm angestrebt. Die verschiedenen Grenzschichtdicken lassen sich durch eine entsprechend vorgeschaltete Wärmebehandlung einstellen. Die geringste Grenzschichtdicke mit 7,5 µm ergibt sich durch den ca. 120 min dauernden Aufheizvorgang bei dem sich die Probe bereits in der Rinne befindet. Die Grenzschichtdicken von 10 µm bzw. 12,5 µm ergeben sich durch eine zusätzliche Haltezeit von 15 min bzw. 30 min bei 300 °C. Um Grenzschichten von 25 µm zu erreichen, wird der Aufheizvorgang auf 350 °C erhöht und nach einer 10 min dauernden Haltezeit durch Öffnen der Ofentür zügig die Prozesstemperatur von 300 °C eingestellt.

Tabelle 6.1: Versuchsplan - Rinnenstauchversuch

Grenzschicht- dicke	Stempel- geschwindigkeit	Kurz- bezeichnung
25 μm	0,2 mm/s	V1
25 μm	2 mm/s	V2/D4
25 μm	20 mm/s	V3
25 μm	200 mm/s	V4
7,5 μm	2 mm/s	D1
10 μm	2 mm/s	D2
12,5 μm	2 mm/s	D3

Um die teilweise sehr hohen Stempelgeschwindigkeiten von Anfang an zu gewährleisten, muss der Stauchung im Versuchsablauf entsprechend Abbildung 6.4 eine Freifahrt für die Beschleunigung vorgeschaltet werden. Der Anlaufweg von 1 mm reicht aus, um die gewünschten Stempelgeschwindigkeiten zu erreichen. Der jeweilig eingestellte Stauchweg hängt von den Prozessparametern ab und wird für jede Stempelgeschwindigkeit individuell eingestellt, um die Elastizitäten im Aufbau zu berücksichtigen und eine bleibende Stauchung von 1 mm zu erzielen. Unmittelbar nach Beenden des Stauchvorganges wird die Probe aus der Rinne entfernt und kühlt an Raumluft ab. Dieser Schritt verhindert eine nachträgliche Wärmebehandlung.

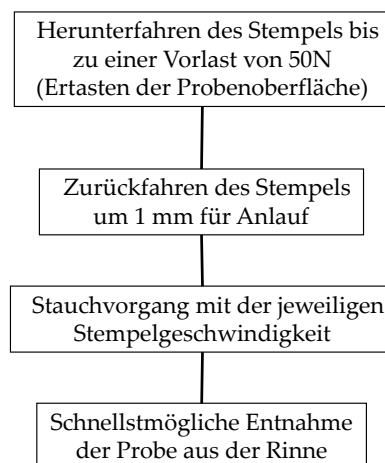


Abbildung 6.4: Versuchsablauf

6.1.3 Auswertung

6.1.3.1 Metallografische Untersuchungen

Zunächst steht bei den metallografischen Untersuchungen der gestauchten Proben die Kontrolle der erreichten Grenzschichtdicken im Mittelpunkt. Um diese zu ermitteln, werden die Grenzschichten mithilfe des Lichtmikroskops VZ700 C mit der Kamera DVM2500 der Firma

Leica am Rand der Proben ausgemessen. Zur statistischen Absicherung und um den Einfluss lokaler Schwankungen der Grenzschichtdicke zu minimieren, erfolgen am rechten und linken äußeren Rand jeweils fünf Messungen. Dieser Bereich erfährt während des Rinnenstauchens aufgrund der speziellen Probengeometrie keine Deformation (Abschnitt 6.1.3.2), weshalb die Grenzschichtdicke dort die Grenzschichtdicke zu Beginn des Stauchvorganges wiedergibt. Die arithmetischen Mittel dieser Messungen sind zusammen mit den jeweils zugehörigen minimalen und maximalen Grenzschichtdicken in Abbildung 6.5 gezeigt. Diese stimmen gut mit den angestrebten Grenzschichtdicken überein, wenn auch die $25\ \mu\text{m}$ leicht unterschritten werden. Die Unterschiede zwischen den Proben können auf Abweichungen im Aufheizvorgang zurückgeführt werden.

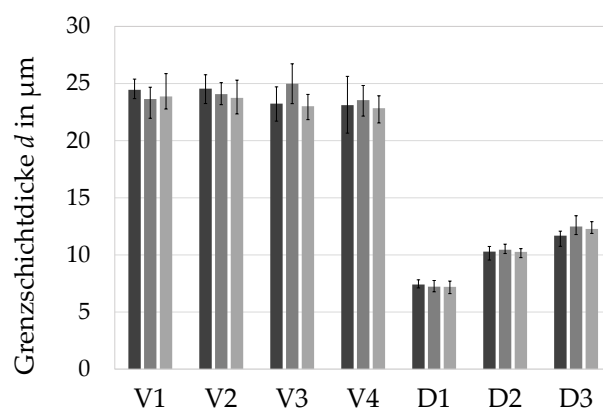


Abbildung 6.5: Durchschnittlich erzielte Grenzschichtdicken in den drei Proben für jede untersuchte Parameterkombination mit den jeweils zugehörigen minimal und maximal gemessenen Grenzschichtdicken

Für die weitere Auswertung der Grenzschichtstruktur hinsichtlich Fragmentanzahl und -länge sowie deren Abstände zueinander ist es sinnvoll, die gesamte Grenzschicht einer Probe in einem Bild darzustellen. Die zum Mikroskop gehörende Software ermöglicht es, Aufnahmen mit starker Vergrößerung in der Bildebene zu erweitern und so größere Strukturen bei ausreichender Auflösung wiederzugeben. Für eine Probe der Parameterkombination V3 zeigt Abbildung 6.6 das sich ergebende Bild nach der Umformung.

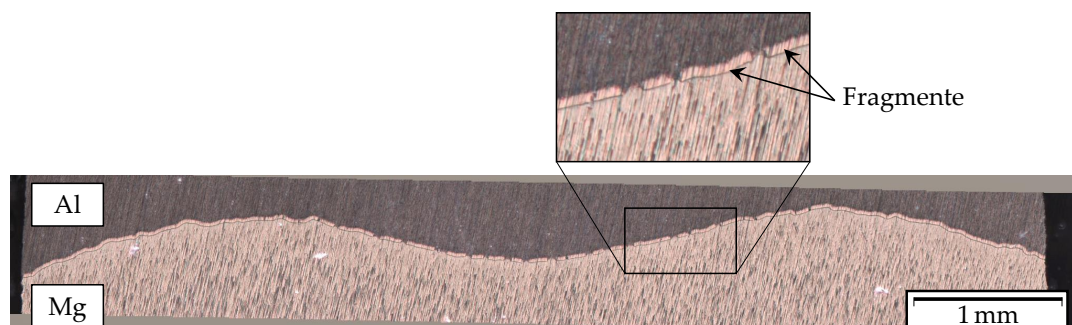


Abbildung 6.6: Aufnahme der Grenzschicht für eine Probe der Parameterkombination V2 nach der Umformung

Nach Erstellen der Aufnahmen für die jeweils drei Proben der verschiedenen Parameterkombinationen erfolgt das Ausmessen der einzelnen Fragmente sowie deren Abstände zueinander entsprechend Abbildung 6.7, um Informationen über das Deformationsverhalten der Grenzschicht zu erhalten. Falls zwischen den Fragmenten der primären Grenzschicht ein erneuter Kontakt der Grundwerkstoffe auftritt, bildet sich die bereits bekannte sekundäre Grenzschicht aus. Diese ist dann Teil des Zwischenraumes und wird nicht als neues Fragment angesehen. Das Deformationsverhalten der sekundären Grenzschicht lässt sich mit den hier gezeigten Rinnenstauchversuchen nicht untersuchen. Aufgrund der Entstehung während des Stauchvorganges ist diese nur einem unbekanntem, vom Zeitpunkt der Entstehung abhängigen Anteil der Gesamtdeformation der Grenzschicht ausgesetzt. Die wesentlich kleinere Dicke im Vergleich zur primären Grenzschicht lässt außerdem ein anderes Materialverhalten erwarten, wie die Untersuchungen zur Abhängigkeit von Grenzschichtdicke zeigen.

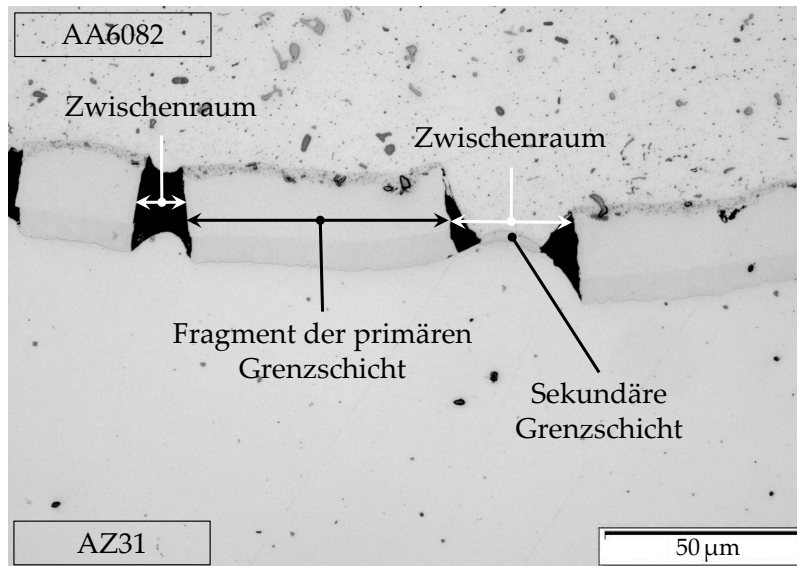


Abbildung 6.7: Exemplarische Grenzschicht nach dem Rinnenstauchen mit Fragmenten und Zwischenräumen

Das eben beschriebene Vorgehen ist schematisch in Abbildung 6.8 nochmals dargestellt, um die sich ergebenden Größen einzuführen, die der weiteren Auswertung dienen. Die Länge l_0 entspricht der theoretischen Ausgangslänge der Grenzschicht bei einer ideal gefertigten Probe, ohne dabei den teilweise mäanderförmigen Verlauf der Grenzschicht zu berücksichtigen. Ein Messen von l_0 ist nicht möglich, da derselbe Querschnitt aufgrund der notwendigen Oberflächenpräparation nach der Umformung nicht erneut vermessen werden kann. Zusätzlich können durch das Herauslösen der Probe aus dem Einbettmittel vor der Umformung Schädigungen auftreten, weshalb auf die direkte Messung von l_0 verzichtet wird. Um eine erste Aussage über die Verformbarkeit der Grenzschicht zu erhalten, wird mithilfe der Gesamtlänge der Fragmente l_G^F Gleichung (6.1) eine durchschnittliche Dehnung der Fragmente nach Gleichung (6.2) berechnet. Da aufgrund der speziellen Probenform die Dehnung innerhalb eines Querschnitts inhomogen auftritt, stellt ϵ^F keine Bruchdehnung der Grenzschicht dar.

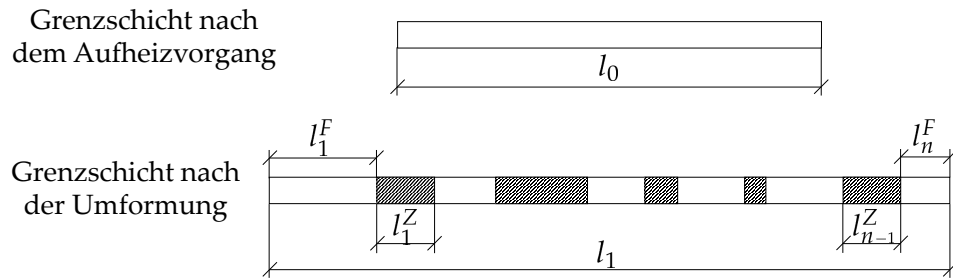


Abbildung 6.8: Schematische Darstellung der Grenzschicht vor und nach dem Rinnenstauchen

$$l_G^F = \sum_{i=1}^n l_i^F \quad (6.1)$$

$$\varepsilon^F = \frac{l_G^F - l_0}{l_0} \quad (6.2)$$

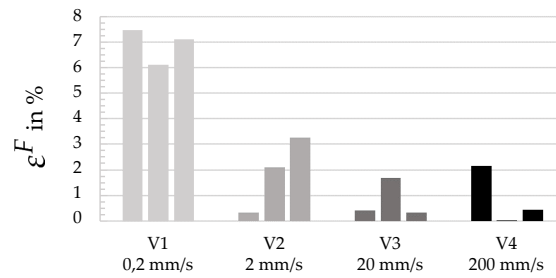
Die Länge der Zwischenräume wird nach Gleichung (6.3) ebenfalls aufsummiert und für die Berechnung des Anteils der Zwischenräume p^Z an der Grenzschicht nach der Umformung nach Gleichung (6.4) herangezogen. Im Unterschied zu ε^F basiert p^Z ausschließlich auf Größen, die am verformten Querschnitt gemessen werden und keinen Annahmen wie l_0 unterliegen.

$$l_G^Z = \sum_{i=1}^{n-1} l_i^Z \quad (6.3)$$

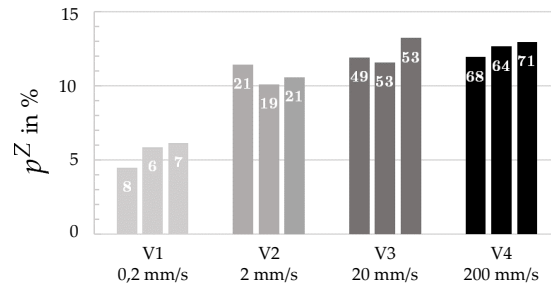
$$p^Z = \frac{l_G^Z}{l_1} \quad (6.4)$$

Die Ergebnisse bezüglich der Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit sind in Abbildung 6.9 dargestellt. Vor allem bei einer für Massivumformungen geringen Stempelgeschwindigkeit von 0,2 mm/s tritt eine deutliche Dehnung der Fragmente von durchschnittlich 6,9% auf. Bei den übrigen höheren Stempelgeschwindigkeiten zeigt sich keine nennenswerte Dehnung der Fragmente ε^F und damit ein sehr sprödes Materialverhalten. Der Übergang vom spröden zum duktilen Materialverhalten liegt zwischen den Stempelgeschwindigkeiten von 0,2 mm/s ($\varepsilon^F = 6,9\%$) und 2 mm/s ($\varepsilon^F = 1,9\%$).

Erwartungsgemäß kann dieser Trend ebenfalls bei der Betrachtung der Zwischenräume in Abbildung 6.9(b) festgestellt werden. Allerdings äußert sich hier das spröde Grenzschichtverhalten in einem größer werdenden Anteil der Zwischenräume an der Grenzschicht, da in diesem Fall die Dehnung der Grenzschicht durch ein Auseinanderdriften der Fragmente zustande kommt. Beim Vergleich der Ergebnisse von V3 und V4 fällt die zunehmende Anzahl von Zwischenräumen auf. Das spricht für eine weitere Verringerung der Bruchdehnung der Grenzschicht mit zunehmender Umformgeschwindigkeit, die zu vielen kleinen Fragmenten mit kurzen Abständen zwischen einander entsprechend Abbildung 6.10 führt.



(a) Durchschnittliche Dehnung der Fragmente für die drei Proben jeder Parameterkombination



(b) Prozentualer Anteil der Zwischenräume an der Grenzschicht für die drei Proben jeder Parameterkombination mit der Anzahl der Zwischenräume in den Säulen

Abbildung 6.9: Ergebnisse ϵ^F und p^Z für die Variation der Stempelgeschwindigkeit bei einer Grenzschichtdicke von 25 μm

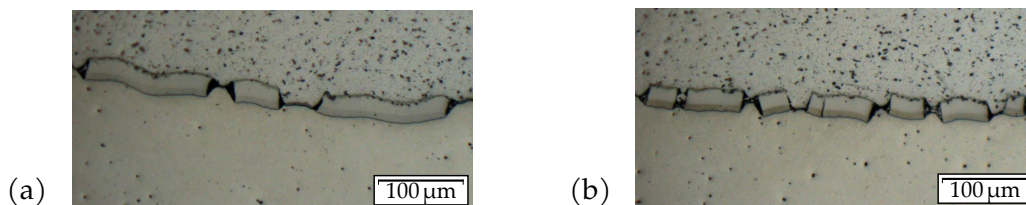
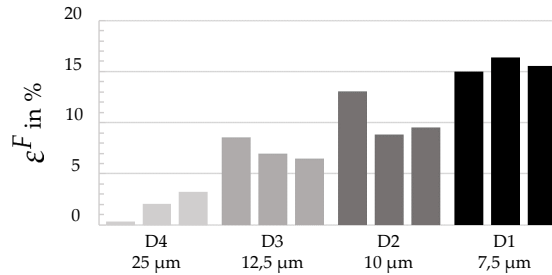


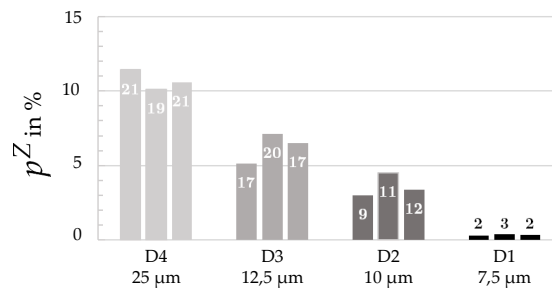
Abbildung 6.10: Vergleich der Fragmentlänge und -abstände zwischen den Varianten (a) V2 und (b) V4

Für die Untersuchungen über den Einfluss der Grenzschichtdicke auf das Grenzschichtverhalten kommt dieselbe Auswertestrategie zum Einsatz. Die zugehörigen Diagramme finden sich in Abbildung 6.11. Auch hier zeigt sich ein eindeutiger Trend. Mit abnehmender Grenzschichtdicke nimmt die Duktilität deutlich zu, und Dehnungen von durchschnittlich 15,6 % sind bei einer Dicke von nur 7,5 μm möglich.

Der prozentuale Anteil der Zwischenräume an der Grenzschicht folgt erwartungsgemäß genau dem umgekehrten Trend im Vergleich zur Dehnung der Fragmente. Der Anteil nimmt mit der Verringerung der Grenzschichtdicke ab, da die Grenzschicht ein duktiler werdendes Materialverhalten zeigt und die Streckung der Grenzschicht durch eine Dehnung der Fragmente erfolgt. Auffällig ist zum Einen die extrem geringe Anzahl von Zwischenräumen bei der Variante D1. Die wenigen vorhandenen Zwischenräume scheinen zufällig, ohne



(a) Durchschnittliche Dehnung der Fragmente für die drei Proben jeder Parameterkombination



(b) Prozentualer Anteil der Zwischenräume an der Grenzschicht für die drei Proben jeder Parameterkombination mit der Anzahl der Zwischenräume in den Säulen

Abbildung 6.11: Ergebnisse bezüglich ϵ^F und p^Z für die Variation der Grenzschichtdicke bei einer Stempelgeschwindigkeit von 2 mm/s

eindeutige Tendenz verteilt zu liegen. Zum Anderen stellt sich bei den Grenzschichtdicken von 25 μm und 12,5 μm eine annähernd identische Anzahl von Zwischenräumen und damit Fragmenten ein. Lediglich die Größe der Zwischenräume fällt bei einer Grenzschichtdicke von 12,5 μm geringer aus. Es ist anzunehmen, dass diese Zwischenräume erst zu einem späteren Zeitpunkt im Stauchvorgang entstehen, was sich in einem unvollständigen Auffüllen der Zwischenräume mit den Grundwerkstoffen zeigt und durch das duktilere Materialverhalten der Grenzschicht erklärt werden kann. Bei einer Grenzschichtdicke von 25 μm erfolgt die Streckung der Grenzschicht nach der bereits zu Beginn der Stauchung einsetzenden Fragmentierung durch ein Auseinanderdriften der Fragmente, was zu den im Vergleich größeren Zwischenräumen führt.

6.1.3.2 Streckung der Grenzschicht

Die spezielle Probenform führt zu einer ungleichmäßigen Verteilung der Streckung der Grenzschicht. Das äußert sich in einem Bereich mit Fragmentierung, der sich stets in der Probenmitte befindet. An den äußeren Rändern tritt keine Fragmentierung auf (Abbildung 6.6). Um die Verteilung der Streckung zu bestimmen, wird auf eine numerische Simulation des Umformprozesses mit ABAQUS zurückgegriffen. Als Abgleich zwischen den Proben und der Simulation dient der geometrische Verlauf der Grenzschicht nach dem Umformprozess. Ein Vergleich aller Verläufe der Grenzschicht in den 21 Proben zeigt, dass diese sehr gut

übereinstimmen, unabhängig davon ob die Grenzschicht fragmentiert oder nicht. Als Referenz soll daher die Probe 2 der Variante V2 dienen. Des Weiteren findet aufgrund der unterschiedlichen Größenskalen die Grenzschicht selbst keine Berücksichtigung in der Simulation, sondern nur deren stoffschlüssige Verbindung der Grundwerkstoffe. Das ist zulässig, da die Fragmentierung der Grenzschicht aufgrund der identischen Geometrie der gestauchten Proben keinen Einfluss auf das makroskopische Deformationsverhalten besitzt.

Die dreidimensionale Simulation basiert auf einigen Vereinfachungen und der Ausnutzung der beiden Symmetrien. Der Stempel, die Führung, als auch die Bodenplatte stellen Starrkörper dar. Die Führung und die Bodenplatte werden zur Rinne zusammengefasst und fest eingespannt. Der Stempel führt eine vertikale Verschiebung von 1 mm aus. Verschiebungen in den anderen Richtungen sowie Rotationen des Stempels werden unterbunden. Die Stempelgeschwindigkeit beträgt 200 mm/s. Eine schematische Darstellung des Versuchsaufbaus mit der verwendeten Gittergeometrie findet sich in Abbildung 6.12. Die Kontaktbereiche zwischen Rinne und Probe erhalten aufgrund der Schmierung einen Reibungskoeffizienten von 0,1. Der Stempel bzw. die Probenoberseite bleiben ohne Schmierung im Experiment, weshalb dort ein Reibkoeffizient von 0,2 in der Simulation festgelegt wird. Der Aufheiz- und Abkühlvorgang als auch die Entlastung nach der Stauchung finden in der Simulation keine Berücksichtigung.

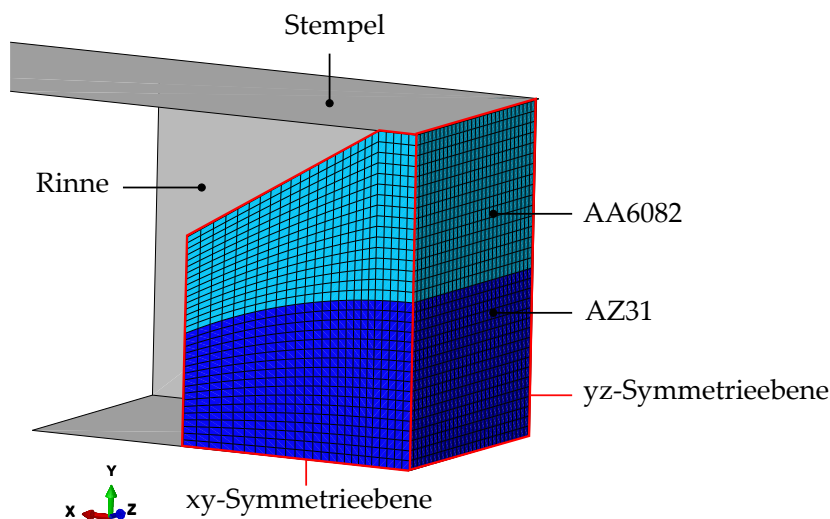


Abbildung 6.12: Simulation des Rinnenstauchversuches - Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus mit der verwendeten Gittergeometrie, Ausgangszustand

Die verwendeten Fließkurven basieren auf den Zugversuchen mit monolithischen Proben (Kapitel 4). Da diese die Umformgeschwindigkeiten bei einer Stempelgeschwindigkeit von 200 mm/s nicht abdecken, erfolgt eine Extrapolation der Fließkurven. Diese erfolgt derart, dass der Verlauf der Grenzschicht nach der Umformung mit denen im Experiment übereinstimmt. Die sich teilweise ergebenden Abweichungen zu den gemessenen Fließkurven in den Zugversuchen werden diesem Ziel untergeordnet. Eine Gegenüberstellung der Geometrien der Grenzschicht aus dem Experiment (V2 Probe 3) und der Simulation findet sich in Abbildung 6.13. Die sehr gute Übereinstimmung beider Verläufe lässt es zu, die reale Streckung der Grenzschicht aus der numerischen Simulation abzuleiten.

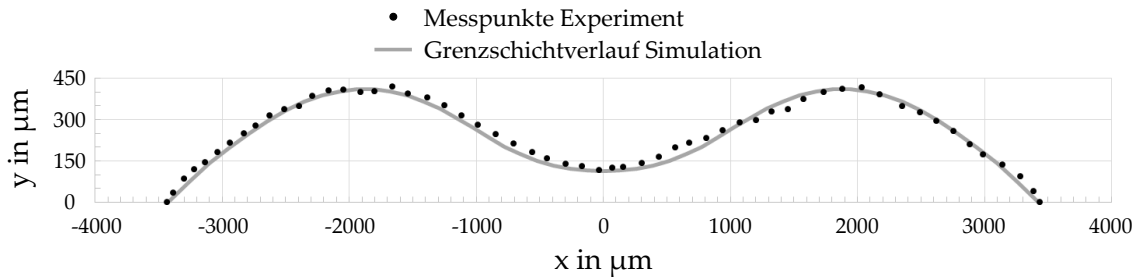


Abbildung 6.13: Gegenüberstellung der Geometrie der Grenzschicht aus dem Experiment (V2 Probe 3) und der Simulation (bei $x = 0$ gespiegelt), nicht maßstabsgetreue Darstellung

Für die Implementierung der geschwindigkeitsabhängigen Fließkurven steht die bereits in ABAQUS vorgesehene Eingabe einer quasi-statischen Fließkurve und des Faktors der Fließspannungserhöhung bei entsprechender Rate der plastischen Vergleichsdehnung zur Verfügung. Die sich ergebenden Fließkurven sind in Abbildung 6.14 für AZ31 bzw. in Abbildung 6.15 für AA6082 gezeigt. Die numerische quasistatische Fließkurve entspricht der experimentell aufgenommenen Fließkurve bei $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Eine mögliche Zug-Druck-Anisotropie aufgrund der Halbzeugherstellung findet keine Berücksichtigung in der Simulation. Diese Arbeitshypothese stützt sich auf Untersuchungen von Noster [91] demzufolge der bei Raumtemperatur festgestellte Einfluss der Beanspruchungsrichtung auf das Verformungsverhalten von stranggepresstem AZ31 bei 300 °C verschwindet.

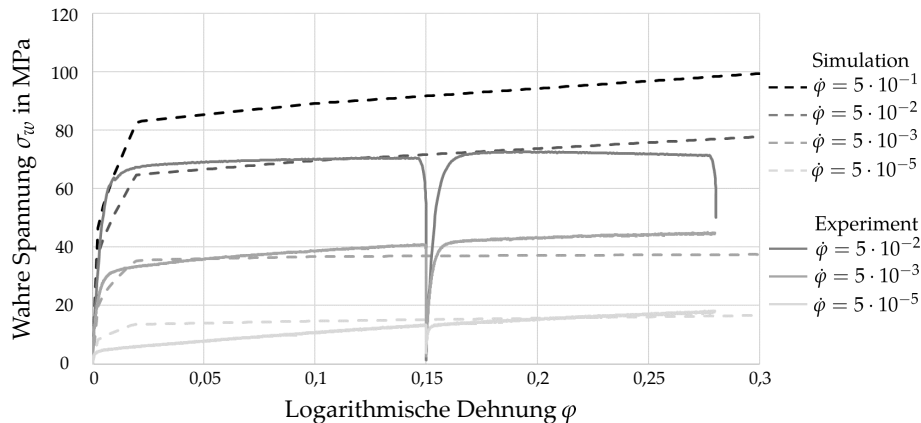


Abbildung 6.14: Fließkurven für AZ31

Die Berechnung der Streckung der Grenzschicht in der Simulation erfolgt auf Basis der Knotenkoordinaten, die sich auf der Grenzschichtposition befinden. Die Abstände der Knoten δ_i vor ($i = 0$) bzw. nach ($i = 1$) der Umformung dienen dann der Berechnung der Grenzschichtstreckung λ_{GS} zwischen den Knoten nach Gleichung (6.5).

$$\lambda_{GS} = \frac{\delta_1}{\delta_0} \quad (6.5)$$

Die sich aus der Simulation ergebenden Streckungen der Grenzschicht für verschiedene Laststufen, wobei 100 % einem Stempelweg von 1 mm entspricht, sind in Abbildung 6.16 dargestellt. Die Grenzschichtstreckungen konzentrieren sich aufgrund der speziellen Pro-

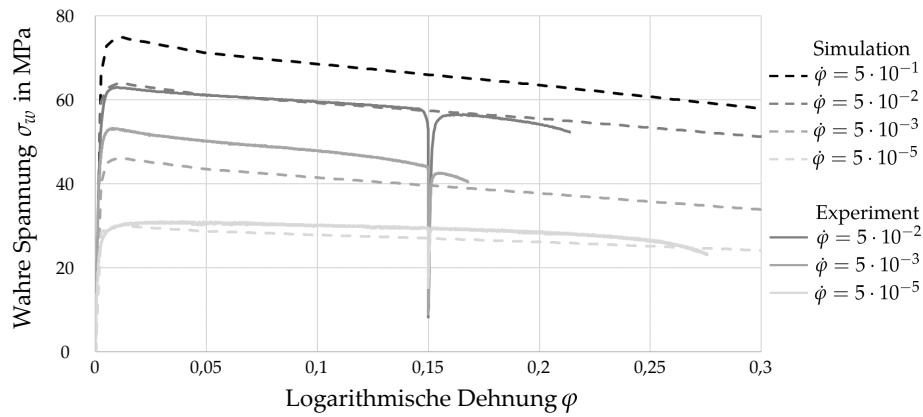


Abbildung 6.15: Fließkurven für AA6082

benform auf den mittleren Probenbereich. In den Randbereichen verbleibt die Grenzschicht im Ausgangszustand. Der Grund für die bei den metallografischen Untersuchungen ausschließlich im mittleren Probenbereich beobachtete Fragmentierung kann daher in der sich ergebenden Verteilung der Streckung gesehen werden. Des Weiteren lässt sich feststellen, dass innerhalb einer gestauchten Probe Bereiche mit Streckungen von 1 bis 1,38 auftreten, ohne verschiedene Laststufen experimentell untersuchen zu müssen. Das bietet, wie nachfolgend in Abschnitt 6.1.3.3 beschrieben, die Möglichkeit über die Position des Fragmentierungsbeginns ein Maß für die kritische Streckung zu erhalten.

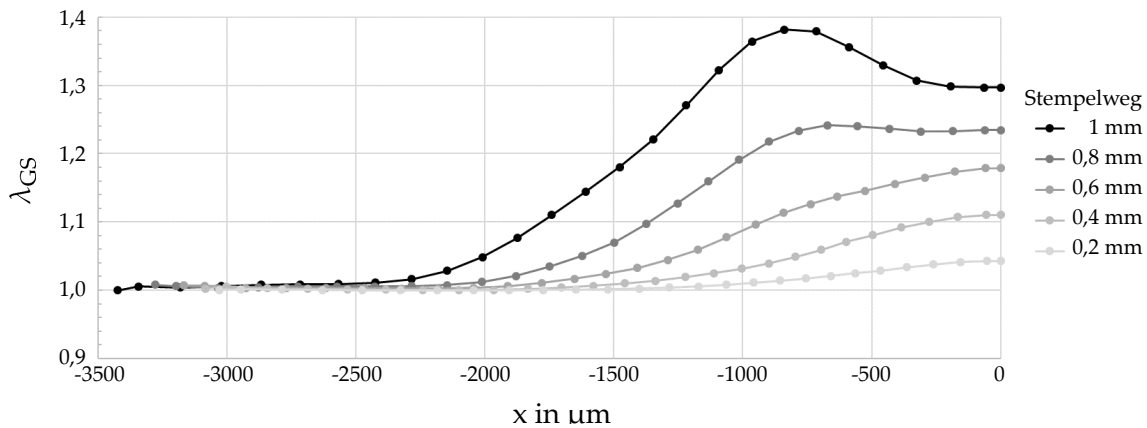


Abbildung 6.16: Grenzschichtstreckung λ_{GS} für verschiedene Laststufen

Auffällig ist, dass der Bereich mit der maximalen Streckung nicht in der Probenmitte liegt. Das hat seine Ursache in der Ausbildung des speziellen Grenzschichtverlaufs. In der Probenmitte entspricht die Stauchung einer homogenen Stauchung mit entsprechend gleichmäßiger Steigerung der Streckung normal zur Stauchrichtung. Die Grenzschicht bleibt hier horizontal. Die Grenzschicht im Bereich mit der maximalen Streckung erfährt zusätzlich zur homogenen Stauchung eine Streckung durch die Veränderung ihrer Orientierung analog zur einfachen Scherung.

6.1.3.3 Zusammenhang zwischen Fragmentierung und Streckung der Grenzschicht

Die Ermittlung der kritischen Streckung basiert auf der Profilkordinate s , die jeweils am äußeren Probenrand beginnt und dem geglätteten Verlauf der Grenzschicht entsprechend Abbildung 6.17 folgt.

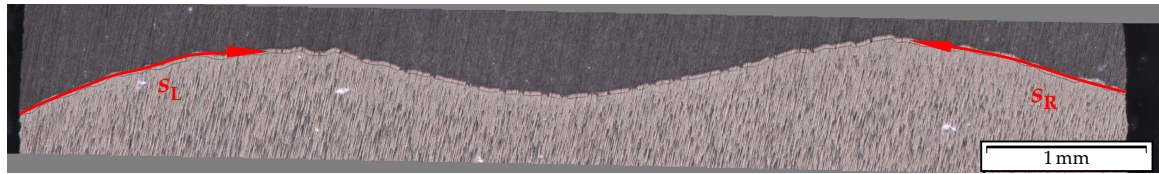


Abbildung 6.17: Definition der Profilkordinate s_L und s_R

Bei Erreichen des ersten Zwischenraums ergeben sich für jede Probe die Werte $s_{L,krit}$ bzw. $s_{R,krit}$. An dieser Position setzt die Fragmentierung gerade ein, und damit entspricht die Streckung dort der kritischen Streckung λ_{krit} , bei der die Fragmentierung bei der jeweiligen Grenzschichtdicke und Umformgeschwindigkeit einsetzt. Mithilfe der Simulation kann jedem Wert von s_L bzw. s_R ein Wert für λ_{krit} zugeordnet werden. Die in Tabelle 6.2 zusammengefassten Ergebnisse für λ_{krit} enthalten eine Mittlung der Werte für die jeweilige Variante. Zusätzlich, um die Unterschiede zwischen den Proben darzustellen, sind die Extremwerte für s_{krit} mit angegeben.

Tabelle 6.2: Kritische Streckungen für die Fragmentierung und Grenzwerte der Position des Auftretens

Grenzschichtdicke	Stempelgeschwindigkeit	λ_{krit}	$s_{min,krit}$ in μm	$s_{max,krit}$ in μm
25 μm	200 mm/s	1,03	1065	1537
25 μm	20 mm/s	1,04	1228	1615
25 μm	2 mm/s	1,14	1618	2058
25 μm	0,2 mm/s	1,35	2329	3576
7,5 μm	2 mm/s	(1,26)	1524	3979
10 μm	2 mm/s	1,30	2124	2665
12,5 μm	2 mm/s	1,25	1996	2753

Bei hohen Stempelgeschwindigkeiten (200 mm/s und 20 mm/s) beträgt die kritische Streckung lediglich 1,03 bzw. 1,04 und bestätigt die im vorherigen Abschnitt getroffene Aussage, dass die Grenzschicht bei hohen Umformgeschwindigkeiten und einer Dicke von 25 μm eine sehr geringe Bruchdehnung besitzt. Bei Absenken der Stempelgeschwindigkeit steigt die kritische Streckung. Dies äußert sich auch in den immer größer werdenden s_{krit} und damit einer Verschiebung des Fragmentierungsbeginns hin zur Mitte der Probe.

Die Ergebnisse für unterschiedliche Grenzschichtdicken aus den metallografischen Untersuchungen werden ebenfalls bestätigt, wobei die Aussagekraft von λ_{krit} bei einer Grenzschichtdicke von 7,5 μm aufgrund der geringen Anzahl an Fragmenten stark eingeschränkt ist. Die wenigen vorhandenen Bruchstellen liegen zufällig verteilt, was sich auch in den Werten für s_{krit} widerspiegelt.

6.2 Fragmentierungskriterium

Auf Basis der dargestellten experimentellen und numerischen Untersuchungen ist es nun möglich, die kritische Streckung λ_{krit} als Funktion der Streckungsrate $\Delta\lambda/\Delta t$ und der Grenzschichtdicke d zu approximieren. Die Berechnung der Streckungsrate stützt sich dabei auf die numerische Simulation des Rinnenstauchversuchs, durch die die Streckungsrate am Ort des ersten Zwischenraumes s_{krit} zum Ende des Stauchvorganges hin ermittelt wird. In Gleichung (6.6) ist die mathematische Form der Approximation angegeben. Die Anpassung erfolgte in Matlab mithilfe eines bereits implementierten Levenberg-Marquardt-Algorithmus.

$$\lambda_{\text{krit}} = 1,825 - 0,349 \ln d + 0,032(\ln d)^2 + 0,048 e^{-\Delta\lambda/\Delta t} + 0,353 e^{-2 \cdot \Delta\lambda/\Delta t} \quad (6.6)$$

Die grafische Darstellung in Abbildung 6.18 veranschaulicht die gefundenen Abhängigkeiten, wobei Deformationszustände unterhalb der Oberfläche für eine unbeschädigte Grenzschicht stehen. Über der Oberfläche beginnt die Fragmentierung. Die Gleichung (6.6) kann demzufolge als Fragmentierungskriterium interpretiert werden, welches das belastungsabhängige Deformationsvermögen der Grenzschicht quantifiziert und das Schädigungskriterium von Feuerhack ergänzt. Der Einfluss der Streckungsrate tritt vor allem bei sehr langsamen Geschwindigkeiten hervor. Dieser Bereich hat jedoch im produktionstechnischen Sinne keine Bedeutung. Bei industriell relevanten Stößelgeschwindigkeiten in Pressen von zum Beispiel 550 m/s bei der LASCO VP-Baureihe [105] ist der Einfluss der Grenzschichtdicke entscheidend. Je dünner die Grenzschicht, desto höher ist die kritische Streckung. Das kann durch kürzere Aufheizphasen durch z. B. induktive Erwärmung realisiert werden. Dieses Erkenntnis ist in Hinblick auf das Konzeptionieren der notwendigen Umformprozesse für die Herstellung von Bauteilen aus dem vorliegenden Werkstoffverbund wichtig.

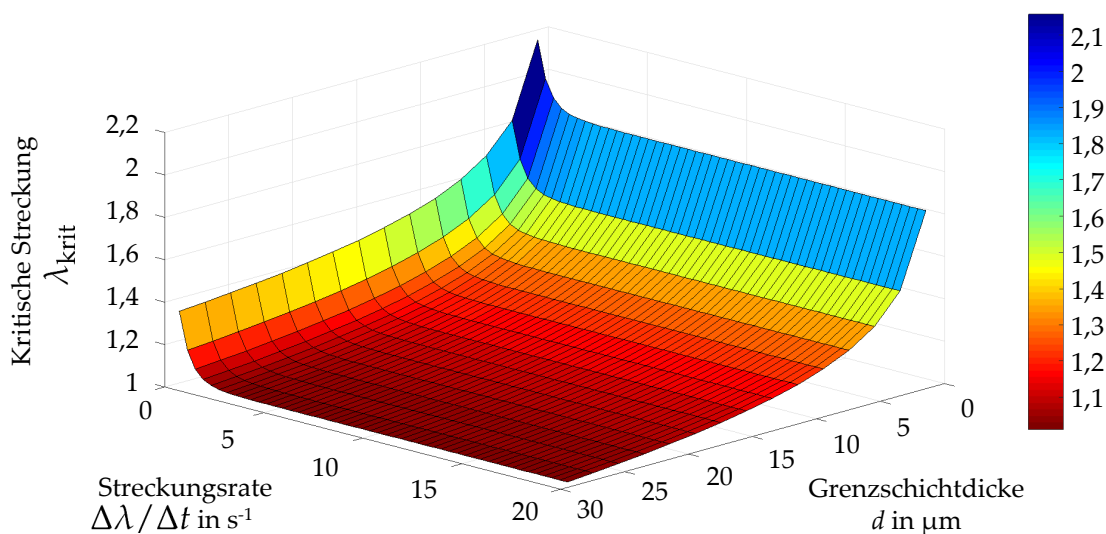


Abbildung 6.18: Grafische Darstellung des Fragmentierungskriteriums: Kritischen Streckung λ_{krit} bezüglich der Fragmentierung als Funktion der Streckungsrate und Grenzschichtdicke

Eine für die Umformtechnik wichtige denkbare Erweiterung dieses Fragmentierungskriteriums besteht in der Betrachtung dreidimensionaler Deformationen. Beim Rinnenstauchversuch erfolgt eine Stauchung normal und eine Streckung tangential zur Grenzschicht. Die Deformation in Tiefenrichtung wird durch die Rinne blockiert. Die Klärung des Einflusses einer Streckung bzw. Stauchung in diese Richtung wäre für zukünftige Untersuchungen sinnvoll. Eine Auswertung des Fragmentierungszustandes müsste dementsprechend auch dreidimensional erfolgen. Das gelingt mit der Computertomografie, kurz CT, deren Aufnahmen eine umfassende Beurteilung der Fragmentierung ermöglichen. Trotz des noch hohen Preises der CT-Aufnahmen sowie der geringen Größe der möglichen Proben bei entsprechend hoher Auflösung, konnte die Realisierbarkeit einer derartigen Auswertung bereits gezeigt werden, die in Abbildung 6.19 dargestellt ist. Die Darstellung der Zwischenräume gelingt. Als problematisch stellt sich jedoch das Füllen der Zwischenräume mit dem Grundwerkstoff heraus, wodurch der ein großer Zwischenraum in zwei kleinere übergeht und damit schwieriger zu detektieren ist. Daraus ergibt sich auch die vor allem im mittleren Bereich der Probe zu erkennende Struktur mit zwei schmalen, dicht nebeneinanderliegenden Zwischenräumen.

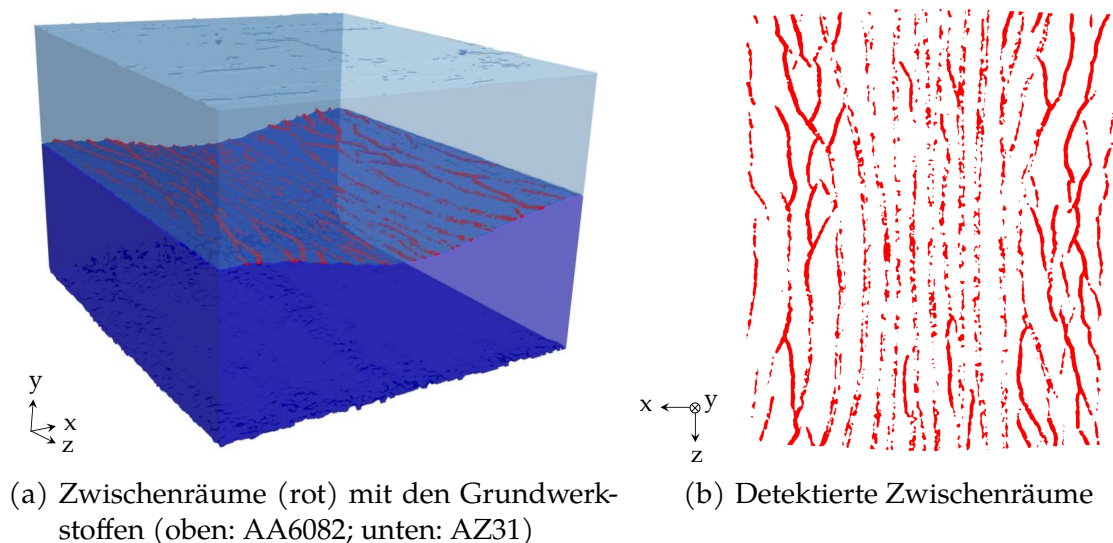


Abbildung 6.19: CT-Aufnahme einer Rinnenstauchprobe mit Fragmentierung⁵

Des Weiteren basiert das vorgestellte Fragmentierungskriterium auf Messpunkten, die als Kreuzraster angeordnet sind. Die äußeren Bereiche der einzelnen Quadranten sind daher nicht durch Messpunkte repräsentiert, wodurch dort eine gewisse Messunsicherheit vorliegt. Um das Versagenkriterium zu verifizieren, wird nachfolgend sowohl bei Zwischenzuständen des Rinnenstauchens als auch bei den in Abschnitt 6.4 gezeigten Bimetall-Zugversuchen das Versagenkriterium angewandt.

⁵Der Datensatz wurde von der CWM GmbH, Chemnitz, erstellt. Die Bearbeitung der Rohdaten erfolgte durch Dr.-Ing. Ralf Landgraf, TU Chemnitz.

6.3 Verifizierung mit Zwischenzuständen

Die Erzeugung von Zwischenzuständen erfolgt durch die Verringerung der Höhenreduzierung während des Stauchens. Die erzielten Endhöhen der Proben betragen 3,35 mm (Z1) bzw. 3,2 mm (Z2) bei einer Ausgangshöhe von 4 mm. Es erfolgen keine Änderungen am Versuchsaufbau bzw. der Durchführung bei einer Stempelgeschwindigkeit von 2 mm/s. Abbildung 6.20 zeigt den Fragmentierungszustand der Grenzschicht im relevanten mittleren Probenbereich. Die Grenzschichtdicke beträgt 24,4 μm für Z1 bzw. 24,8 μm für Z2.

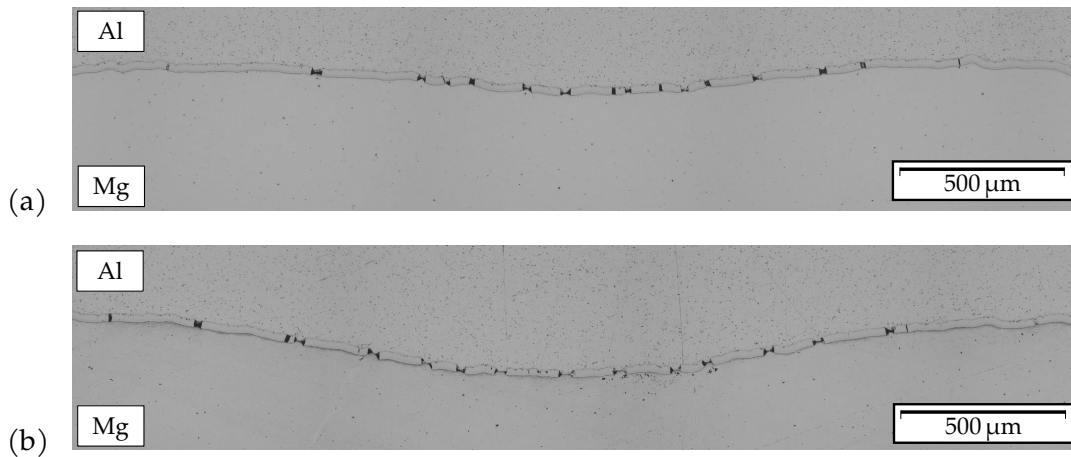


Abbildung 6.20: Vergleich der Fragmentierung in Rinnenstauchproben bei einer Höhenreduzierung um (a) 0,65 mm und (b) 0,8 mm

Für die Verifizierung des Fragmentierungskriteriums wird die Größe s herangezogen (Abbildung 6.17). Diese kann sowohl in den metallografischen Aufnahmen gemessen (s_L sowie s_R), als auch mittels numerischer Simulation und Fragmentierungskriterium vorausgesagt werden. Dabei wird die in der numerischen Simulation berechnete Grenzschichtstreckung mit der an der jeweiligen Stelle vorhandenen kritischen Streckung laut Versagenskriterium verglichen. Der Bereich innerhalb welcher die Grenzschicht theoretisch fragmentiert sein müsste, wird auf diese Weise bestimmt. In Tabelle 6.3 findet sich eine Zusammenfassung der Ergebnisse. Der mittels Fragmentierungskriterium ermittelte Wert stellt aufgrund der Vernetzung in der numerischen Simulation stets einen Bereich dar. Zunächst fällt auf, dass sowohl die Werte für s innerhalb einer Probe teilweise stark schwanken als auch die Abweichung zwischen gemessenem und theoretischem Wert. Bei Betrachtung der zugehörigen metallografischen Aufnahmen zeigt sich jedoch, dass die äußeren Zwischenräume aufgrund der geringen Breite von 4 – 8 μm bzw. 10 – 12 μm erst gegen Ende des Umformvorganges entstanden sein können, wobei sie die Vergleichsgröße s jedoch stark beeinflussen. Bei Ausschluss dieser aus der Auswertung ergeben sich für die Variable s Werte von 2,41 – 2,43 mm für Z1 bzw. 2,22 – 2,32 mm für Z2. Diese stimmen sehr gut mit den theoretischen Werten überein, bzw. liegen tendenziell im oberen Teil des angegebenen Bereichs. Der genaue Ort einer Fragmentierung hängt unter anderem auch von den individuellen Gegebenheiten der Grenzschicht ab, wie zum Beispiel Einschlüssen und Mäanderform, die nicht vom Fragmentierungskriterium berücksichtigt werden können und zwangsläufig Unterschiede herbeifüh-

ren. Es kann daher bei dieser Verifizierung von einer hinreichend genauen Übereinstimmung gesprochen werden.

Tabelle 6.3: Im Experiment gemessene sowie die gemäß Fragmentierungskriterium vorhergesagte Startpositionen der Fragmentierung in den Zwischenzuständen des Rinnenstauchens.

Zustand	Umformweg	Experiment		Fragmentierungskriterium s_{krit}
		s_L	s_R	
Z1	0,65 mm	1,97 mm	2,14 mm	2,31 – 2,42 mm
Z2	0,80 mm	1,96 mm	1,92 mm	2,10 – 2,22 mm

6.4 Verifizierung mittels Bimetall-Zugversuchen

Neben der Betrachtung verschiedener Umformstufen des Rinnenstauchversuches werden auch Zugversuche zur Verifizierung des Fragmentierungskriteriums herangezogen. Die Zugproben bestehen, wie nachfolgend näher erläutert, aus den beiden Grundmaterialien mit der dazwischen liegenden Grenzschicht, weshalb diese auch die Bezeichnung Bimetall-Zugproben tragen.

6.4.1 Versuchsaufbau und Probenform

Für die Durchführung der Bimetall-Zugversuche steht dieselbe Vorrichtung wie für die Zugversuche in Kapitel 4 zur Verfügung, weshalb an dieser Stelle die Unterschiede in der Probenform hervorgehoben werden und anschließend der Versuchsaufbau nur kurz beschrieben wird.

Die Geometrie des stranggepressten Verbundes mit einer Manteldicke von 2,75 mm führt zu erheblichen Einschränkungen der Zugprobengeometrie. Es wird auf die von Lehmann in [4] vorgestellte Miniaturzugprobe mit den in Abbildung 6.21(a) gezeigten Probenabmessungen zurückgegriffen, wobei jedoch die Position der Probe im Verbund verändert wird. Die Entnahme der Bimetall-Zugproben erfolgt elektroerosiv mit einer Probendicke von 1,5 mm entsprechend Abbildung 6.21(b) und anschließender Ausformung der Längskontur.

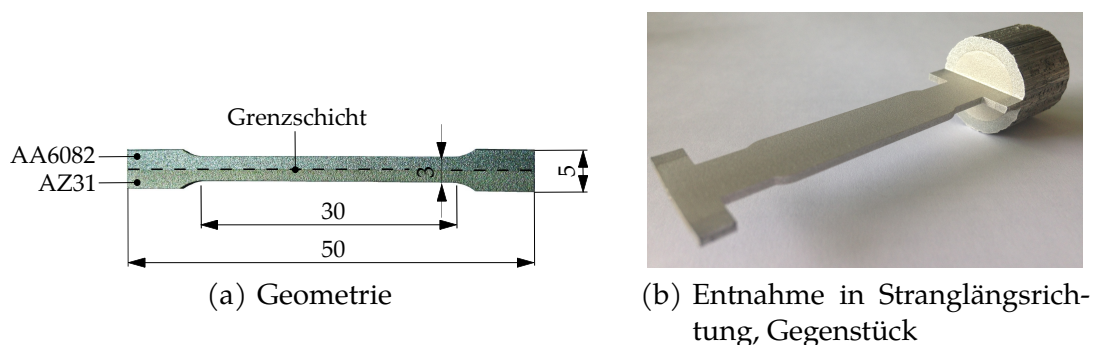


Abbildung 6.21: (a) Abmessungen und (b) Entnahme der Bimetall-Zugprobe

Eine speziell entwickelte Vorrichtung ermöglicht Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen innerhalb einer 100 kN ZWICK/ROELL Universalprüfmaschine mit einem 5 kN Kraftaufnehmer der Firma GTM Gassmann Theiss-Messtechnik GmbH. Die Vorgehensweise bei der Ausrichtung und Einspannung der Zugproben bleibt unverändert. Sowohl die Probe als auch deren Einspannelemente befinden sich vollständig in der Temperierkammer, weswegen ein gleichmäßiges Temperaturfeld an der Zugprobe erreicht werden kann (siehe Abschnitt 4.1.1). Das Thermoelement erwies sich als zuverlässige Möglichkeit zur Steuerung des Gaserhitzers und damit der Probentemperatur. Des Weiteren verfügt die Temperierkammer über ein Sichtfenster, wodurch optische Aufnahmen aus dem Inneren der Temperierkammer möglich sind und die Messung der Grenzschichtstreckung durch die Anwendung der Grauwertkorrelation. Die Besonderheit liegt in der Verwendung eines dreidimensionalen ARAMIS-Messsystems der GOM GmbH (Abbildung 6.22), welches die simultane Deformationsmessung an der Front- und Seitenfläche der Zugproben ermöglicht. Abweichungen von einer reinen Zugbeanspruchung der Proben lassen sich so detektieren. Die Einspannungen der Zugproben sind dafür um ca. 30° gedreht, sodass durch das Sichtfenster die Front- und Seitenflächen für beide Kameras sichtbar sind.

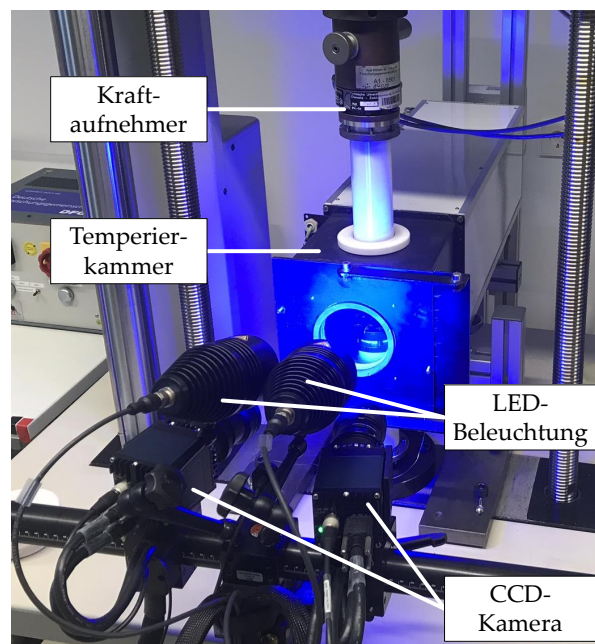


Abbildung 6.22: Experimenteller Aufbau der Zugversuche mit 3D-Grauwertkorrelation

6.4.2 Versuchsplan und -durchführung

Die Versuche beschränken sich auf die Untersuchung von zwei verschiedenen Grenzschichtdicken, die mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bis zum Versagen (Einschnürung und Bruch) gedehnt werden. Aufgrund des im Vergleich zu den Magnesium-Zugproben frühzeitigen Versagens von Aluminium-Zugproben bei 300 °C, werden bis zum Beginn der Einschnürung Streckungen von ca. 1,2 in Strangpressrichtung erwartet. Durch den Bereich der Einschnürung existieren jedoch in jeder Probe Bereiche mit höherer Streckung.

6.4.3 Metallografische Ergebnisse

Die metallografischen Untersuchungen an den jeweils drei Bimetall-Zugproben mit derselben Grenzschichtdicke zeigen eine untereinander übereinstimmende Beschaffenheit der Grenzschicht.

Die Ergebnisse für eine Grenzschichtdicke von 7 bis 9 μm werden daher hier exemplarisch an der Probe 2 in Abbildung 6.23(a)-(c) gezeigt. Von der unteren Einspannung bis hin zur Bruchstelle treten keine Fragmente auf. Es bleibt eine intakte Grenzschicht bestehen, die lediglich durch bereits nach dem Strangpressen vorhandene Fehlstellen beeinträchtigt ist. Die Entstehung derartiger Fehlstellen (Abbildung 6.23(c)) durch die Dehnung während des Zugversuches kann aufgrund gleichartiger Fehlstellen im Einspannbereich ausgeschlossen werden. Die Ergebnisse für eine Grenzschichtdicke von 25 μm sind in Abbildung 6.23(d)-(e) gezeigt. In beiden Proben finden sich Fragmente bzw. Zwischenräume. Die Position der Zwischenräume konzentriert sich auf die Bruchumgebung. Je größer die Nähe zum Bruch, desto länger sind auch die Zwischenräume.

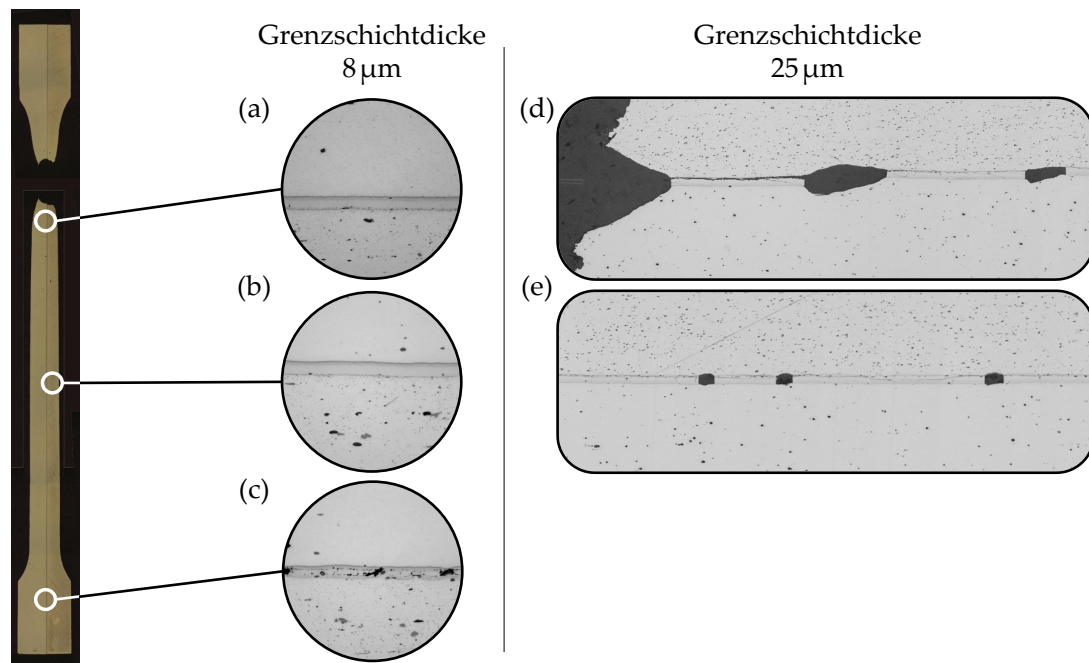


Abbildung 6.23: Grenzschichten verschiedener Dicke von bis zum Bruch umgeformten Bimetall-Zugproben

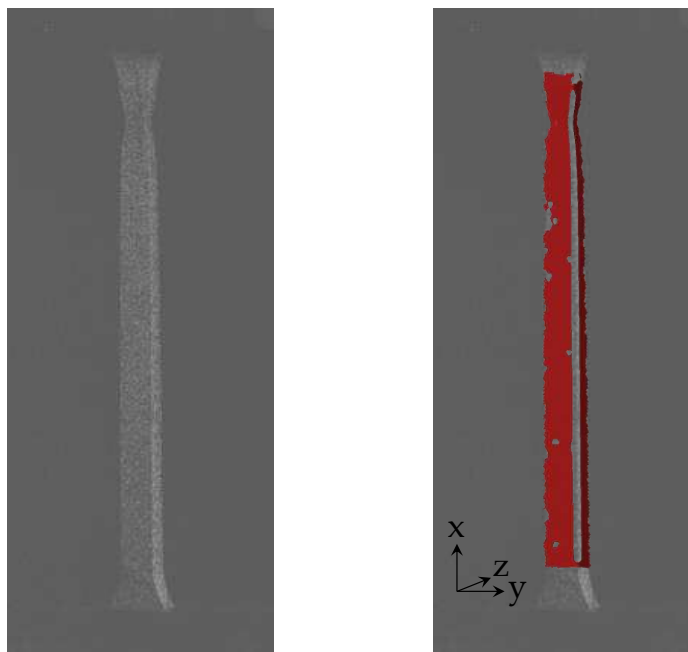
Die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen bestätigen die beim Rinnenstauchversuch festgestellte Abhängigkeit der Grenzschichtfragmentierung von der Grenzschichtdicke. Für die Anwendung des Fragmentierungskriteriums fehlt noch die nachfolgend gezeigte Ermittlung der Streckungsgeschwindigkeit.

6.4.4 Ergebnisse Deformationsanalyse

Für die Anwendung bzw. Verifizierung des Fragmentierungskriteriums müssen sowohl die Dehnrates als auch die Grenzschichtdicke der Proben bekannt sein. Letztere kann zusammen mit dem Fragmentierungszustand der Grenzschicht durch metallografische Untersuchun-

gen bestimmt werden. Die Berechnung der Dehnrate basiert auf der Auswertung der mittels Grauwertkorrelation gemessenen Verschiebungsfelder.

Die Grauwertkorrelation ist ein optisches Verfahren zur Messung von Verschiebungs- und Verzerrungsfeldern und basiert auf der Aufnahme und Verarbeitung von digitalen Grauwertbildern. Zunächst erfolgt die Bildaufnahme von mindestens zwei Zuständen (z. B. unbelastet und belastet) mit zwei CCD-Kameras wie in Abbildung 6.22 gezeigt. Anhand von Korrelationsalgorithmen und Triangulation werden die 3D-Koordinaten von Oberflächenpunkten in den verschiedenen Zuständen ermittelt. Voraussetzung dafür ist eine charakteristische Grauwertverteilung auf der Objektoberfläche wie sie in Abbildung 6.24(a) zu sehen ist. Auf Basis der 3D-Koordinaten können im Anschluss die Verschiebungs- und Verzerrungsfelder für die verschiedenen Zustände bestimmt werden. Die genauen Algorithmen für die Korrelation der Grauwerte bzw. die Triangulation und damit für die Bestimmung des Verschiebungsfeldes hängen von der verwendeten Grauwertkorrelationssoftware ab. Ausführlichere Erläuterungen zur Grauwertkorrelation finden sich in [87–90]. Im verwendeten Programm ARAMIS der GOM GmbH erfolgt die Auswertung an einer sogenannten Flächenkomponente wie in Abbildung 6.24(b) gezeigt. Diese entspricht dem Bereich, bei welchem erfolgreich die 3D-Koordinaten der Oberflächenpunkte ermittelt werden konnten und folglich Verschiebungsfelder bestimmt werden können. Sollte die Bestimmung der 3D-Koordinaten bei einem Zustand nicht möglich sein, wird dieser Oberflächenpunkt aus der Auswertung ausgeschlossen und z. B. als Loch in der Flächenkomponente sichtbar.



(a) Grauwertbild der Zugprobe (b) Flächenkomponente (rot) an welcher die Auswertung der Verschiebungen erfolgt

Abbildung 6.24: Bimetall-Zugprobe während der Einschnürung

Zunächst erfolgt die Überprüfung des real gemessenen Deformationszustandes bezüglich der Abweichungen zum idealen Zugversuch. Hierfür werden die gemessenen Schub-

verzerrungen in Abbildung 6.25 kurz vor Bruch ausgewertet. Es handelt sich dabei um die Nebendiagonalelemente des symmetrischen rechten Strecktensors \underline{U} in der jeweiligen Ebene. Sowohl für die Front- als auch die Seitenfläche liegen die gemessenen Werte auf einem sehr niedrigen Niveau. Zusammen mit der für Messwerttrauschen typischen Verteilung [106] kann von einer sehr hohen Übereinstimmung mit dem angestrebten idealen Zugversuch ausgegangen werden.

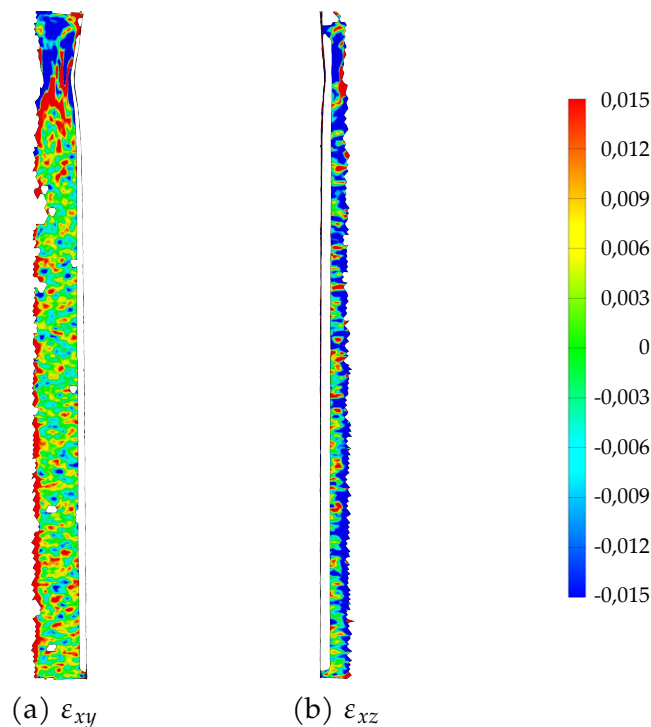


Abbildung 6.25: Gemessene Scherverzerrung an der (a) Frontfläche bzw. (b) Seitenfläche

Die gemessene Greensche Längs- und Querdehnung für eine Bimetall-Zugprobe nach dem Bruch ist in Abbildung 6.26 zusammen mit einem zugehörigen Grauwertbild dargestellt. Auffällig ist die inhomogene Dehnungsverteilung, die sich über die gesamte Probe erstreckt. Erwartungsgemäß sollte die Dehnung im Messbereich bis zum Beginn der Einschnürung homogen bleiben. Lediglich im Bereich der Einschnürung treten demzufolge Inhomogenitäten im Dehnungsverlauf auf. Um die gemessenen Werte auf Plausibilität zu prüfen, erfolgt ein Abgleich mit den nach der Deformation vorliegenden Querschnittsabmessungen.

Eine Eigenschaft der plastischen Verformung ist die Volumenkonstanz [107]. Aus der Verringerung des Querschnitts kann demzufolge auf die Längsdehnung der Probe geschlossen werden. An neun Messstellen sind die Breite und Tiefe der geprüften Bimetall-Zugprobe mithilfe des Lichtmikroskops VZ700C bestimmt worden. Die daraus berechnete Greensche Längsdehnung ist in Abbildung 6.27 den mit ARAMIS gemessenen Werten gegenübergestellt. Der Bereich der Einschnürung und des Bruches ist nicht mit dargestellt. Es kann eine sehr gute Übereinstimmung festgestellt werden, weswegen der inhomogene Verlauf der Längsdehnung nicht auf Messfehler zurückgeführt wird. Im folgenden Abschnitt findet sich eine Erklärung auf Basis von numerischen Simulationen für diese Besonderheit.

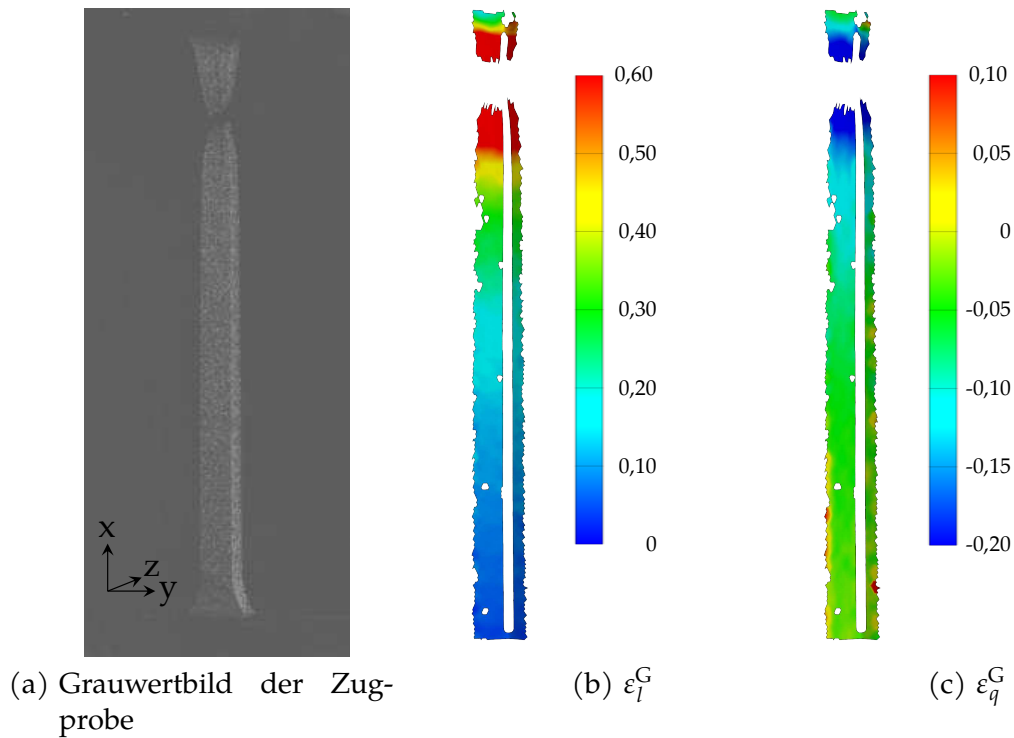


Abbildung 6.26: Deformationszustand der Bimetall-Zugprobe nach Bruch

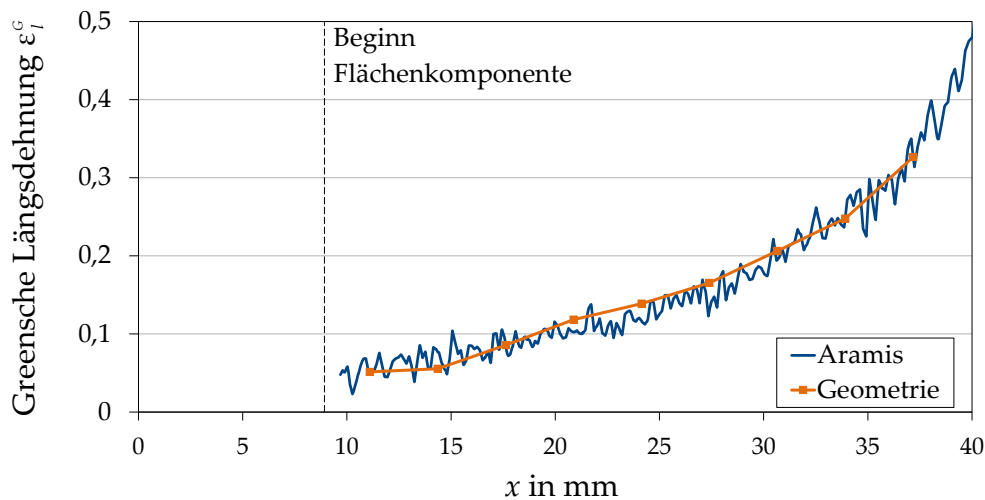


Abbildung 6.27: Vergleich der Greenschen Längsdehnung basierend auf der Messung mittels ARAMIS und der Geometrie (auf Basis der Verringerung des Querschnitts, kann über die Annahme der Volumenkonstanz bei plastischer Verformung die Längsdehnung an der entsprechenden Position berechnet werden)

Weiterführende Untersuchung zur Dehnungsverteilung

Im Mittelpunkt dieser weiterführenden Untersuchungen steht die Vermutung, dass für die inhomogene Dehnungsverteilung ein inhomogenes Temperaturfeld verantwortlich ist. Bei den Zugversuchen zur Bestimmung des Fließverhaltens der Einzelwerkstoffe (Kapitel 4) findet sich Abbildung 4.5, die eine bei 225 °C Probertemperatur aufgenommene Thermografie-

Aufnahme der gesamten Probe zeigt. Der Temperaturunterschied direkt an der oberen und unteren Einspannung beträgt $5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Erfahrungsgemäß verstärken sich derartige, durch den Versuchsaufbau bedingte Temperaturunterschiede mit steigender Temperatur. Anhand einer numerischen Simulation, die diesen Temperaturgradienten über die Probe berücksichtigt, soll nun geklärt werden, ob geringfügige Temperaturunterschiede von wenigen Kelvin die beobachtete inhomogene Dehnungsverteilung verursachen können.

Die numerische Simulation basiert auf der in Abbildung 6.28(a) gezeigten Netzgeometrie und den zugehörigen Verschiebungs-Randbedingungen. Die Abmessungen der Probe sind analog zu Abbildung 6.21(a). Der Einspannbereich der Proben wurde nicht mit berücksichtigt und durch eine feste Einspannung der oberen und unteren Probenfläche ersetzt. Die Simulation der Klemmung entfällt somit. Die Verschiebung u_y beträgt 5 mm und wird gleichmäßig innerhalb von 3 s aufgebracht. Zu diesem Zeitpunkt der Belastung ist bei der Messung mit dem ARAMIS-System noch keine Einschnürung der Probe zu erkennen. Die angenommene Temperaturverteilung für die Probe ist in Abbildung 6.28(b) gezeigt. Sie beträgt, gemessen von unterer zur oberen Einspannung, $7\text{ }^{\circ}\text{C}$. Im oberen Bereich der Probe verringert sich der Gradient analog zur Thermografie-Aufnahme.

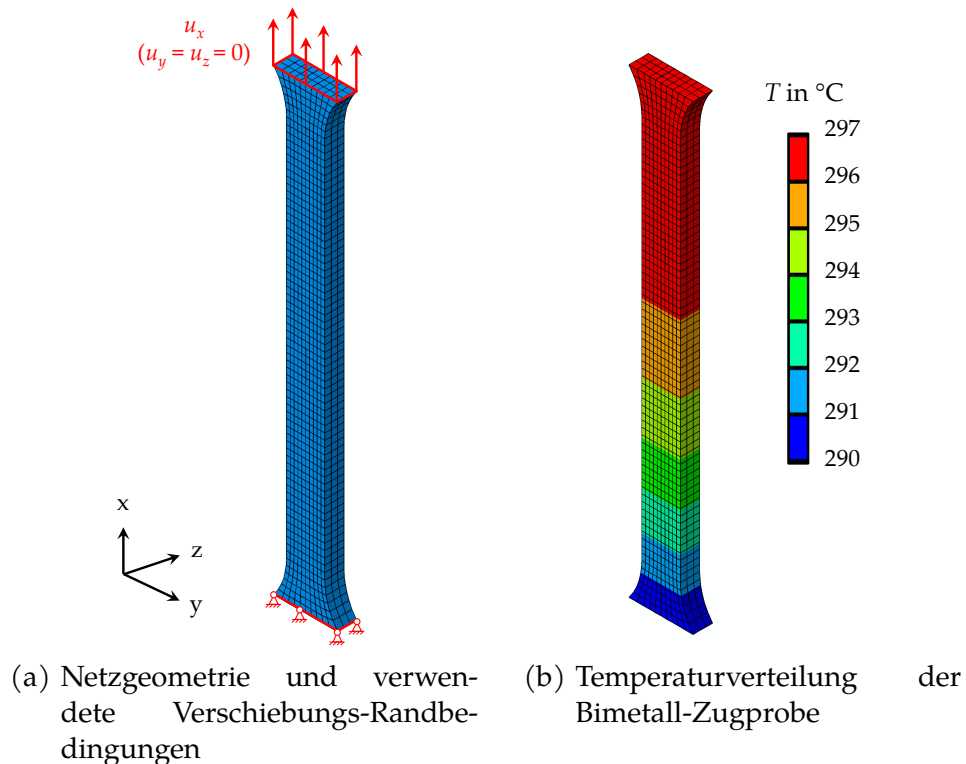


Abbildung 6.28: Randbedingungen der numerischen Simulation eines Bimetall-Zugversuches mit inhomogenem Temperaturfeld

Als Ergebnis der numerischen Simulation kann über die Knotenverschiebungen die Green'sche Längsdehnung ϵ_l^G berechnet werden. Zum Zeitpunkt $t = 3\text{ s}$ sind in Abbildung 6.29 die Ergebnisse der numerischen Simulation und von ARAMIS dargestellt. Als zusätzliche Information findet sich die Temperaturverteilung im Diagramm. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung. Die bestehende Abweichung bei $x = 40\text{ mm}$ resultiert aus der beginnenden Ein-

schnürung in der Simulation. Eine inhomogene Temperaturverteilung von wenigen Kelvin kann zusammenfassend als Ursache für die inhomogene Temperaturverteilung in Betracht kommen. Die Kenntnis des exakten Temperaturfeldes bei 300 °C Probertemperatur wäre für weitere Untersuchungen Voraussetzung. Bei den Zugversuchen mit monolithischem Material treten derartige gravierende inhomogene Dehnungsverteilungen nicht auf. Bei den Zugproben aus AZ31 führen die viskosen Eigenschaften des Materials zu einer annähernd gleichförmigen Dehnung. Im oberen Bereich der Probe tritt aufgrund der höheren Temperatur und der damit einhergehenden Konzentration der Dehnung eine höhere Dehnungsgeschwindigkeit auf, die wiederum in diesem Bereich zu einer höheren Festigkeit führt und die Einschnürung verhindert. Bei den Zugproben aus AA6082 kann dieser Effekte die zügige Einschnürung der Probe nicht verhindern, da die viskosen Eigenschaften deutlich geringer ausgeprägt sind.

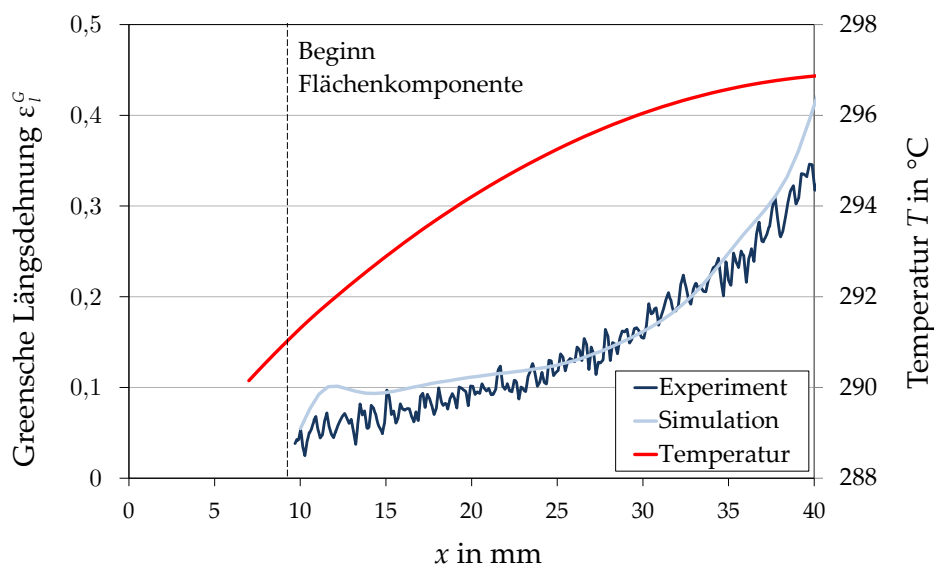


Abbildung 6.29: Vergleich der Greenschen Längsdehnung basierend auf der Messung mit ARAMIS und der numerischen Simulation zum Zeitpunkt $t = 3$ s

6.4.5 Anwendung des Fragmentierungskriteriums

Als Eingangsgrößen für das Fragmentierungskriterium müssen die Grenzschichtdicke und die Streckungsrate bekannt sein. Die Messung der Grenzschichtdicke erfolgt unter einem Lichtmikroskop im Einspannbereich der Proben, wo keine Deformation stattfindet. Die gemessene Dicke entspricht daher der Ausgangsdicke der Grenzschicht, auf der die Berechnung der kritischen Streckung basiert. Die Streckungsrate stützt sich auf den Vergleich zweier Bilder, deren Aufnahmezeitpunkte 0,1 s auseinander liegen. Die zugehörige Änderung der Streckung $\Delta\lambda$ kann aufgrund vom Rauschen der Messwerte (Abbildung 6.27) nicht direkt aus diesen abgeleitet werden. Um die Messwerte über die Probenhöhe x zu glätten, erfolgt eine Approximation des Streckung $\lambda(x)$ individuell für jeden zeitlichen Messpunkt mittels einer Fehlerquadratminimierung auf Basis der Gleichung (6.7) mit den Koeffizienten p_1 bis p_8 . Die Funktion wird an 200 Messpunkten ausgewertet und anschließend an jedem dieser Messpunkte die Streckungsrate $\Delta\lambda/\Delta t$ berechnet.

$$\lambda = \frac{p_1 + p_2 \cdot x + p_3 \cdot x^2 + p_4 \cdot x^3}{p_5 + p_6 \cdot x + p_7 \cdot x^2} \quad (6.7)$$

Für jeden Zeitpunkt und jede Probenhöhe x stehen nun die Grenzschichtdicke d und die Streckungsrate $\Delta\lambda/\Delta t$ zur Verfügung, um für jeden dieser Punkte die kritische Streckung auf Basis des Versagenskriteriums zu berechnen. Durch den Vergleich mit der vorhandenen Streckung kann so der Bereich der Fragmentierung identifiziert werden. Für die beiden Bimetall-Zugproben mit einer Grenzschichtdicke von 17 bzw. 25 μm ergeben sich von der Bruchstelle aus gemessene Bereiche mit Fragmentierung von 5,8 bzw. 7,1 mm. Die metallografischen Untersuchungen lassen Bereiche von 12,3 bzw. 4,8 mm erkennen. Die experimentell ermittelten Werte liegen weit auseinander und zeigen, dass neben der Streckung noch andere Einflussfaktoren von Bedeutung sind. Derartig große Streuungen sind bei der Untersuchung des Halbzeugs nicht unbekannt und traten bereits bei der Bestimmung der Grenzschichtfestigkeit von Lehmann auf [4]. Die Ursache liegt in dem vergleichsweise kleinen betrachteten Gebiet der Grenzschicht. So treten beim Push-Out-Versuch, bei dem die Grenzschicht um den gesamten Umfang herum belastet wird, deutlich geringere Schwankungen auf. Die Übereinstimmung der Werte aus dem Experiment und dem Versagenskriterium lässt sich hier daher nur im Mittel feststellen.

7 Experimentell-numerische Analyse der Grenzschichtkinematik und -beanspruchung nach der Fragmentierung

Wie u. a. im Abschnitt 6.1.3.1 dargelegt, bricht die Grenzschicht unter definierten Beanspruchungen auf und bewegt sich danach in Form von einzelnen Fragmenten auseinander. Die für das Aufbrechen erforderlichen Beanspruchungen sind durch das Fragmentierungskriterium definiert.

Der anschließende Prozess des Grenzschichttransportes in Form einzelner Fragmente, einschließlich der Ausfüllung der dabei entstehenden Zwischenräume mit den Grundwerkstoffen, wird nachfolgend untersucht. Wissenschaftlich interessant sind hier insbesondere die Kinematik der Fragmentbewegung und die in den Zwischenräumen auftretenden Kontaktdrücke zwischen den sich wieder berührenden Grundwerkstoffen Aluminium und Magnesium. Daraus lassen sich Aussagen über die tatsächlich auftretenden mechanischen Größen wie Spannungs- und Deformationszustände ableiten, die zur Bildung von sekundären Grenzschichten führen.

Infolge der Unzugänglichkeit der Grenzschicht ist eine direkte messtechnische Analyse ihrer Beanspruchung während der Umformung nicht möglich. Aus diesem Grund wird eine experimentell numerische Vorgehensweise gewählt.

Bekannt sind zum Einen die Stoffgesetze der beteiligten Materialien (Aluminium, Magnesium und Grenzschicht) bei der Umformtemperatur von 300 °C. Zum Anderen liefern zahlreiche experimentelle Untersuchungen Zwischen- als auch Endzustände der Grenzschichtbewegung für verschiedene Belastungszustände. Numerisch erfolgt nun die Simulation des Umformprozesses mit dem Ziel der Nachbildung der versuchstechnisch beschriebenen Grenzschichtkinematik. Bei Übereinstimmung charakteristischer geometrischer Größen (Bewegung der Fragmente und Ausfüllung der Spalte) wird davon ausgegangen, dass die berechneten Beanspruchungszustände denen des realen Umformvorgangs entsprechen.

7.1 Prozessparameter

Die Grenzschichtkinematik und -beanspruchung nach der Fragmentierung während einer Stauchung soll anhand eines repräsentativen Volumenelementes (RVE) mit periodischen Randbedingungen (PRB) erfolgen. Das RVE enthält einen Ausschnitt aus dem mittleren Bereich der Rinnenstauchprobe, der zwei Fragmente und einen Zwischenraum enthält. Die Berücksichtigung des umliegenden Materials und weiterer Fragmente bzw. Zwischenräume findet durch die Verwendung von periodischen Randbedingungen statt, die nachfolgend nä-

her erläutert werden.

Durch Anwendung von PRB in der Mechanik deformieren sich entsprechend Abbildung 7.1 zwei gegenüberliegende, periodisch gekoppelte Flächen identisch. Die Flächen könnten somit ohne Durchdringungen oder Zwischenräume aneinander gesetzt werden. Eine Verwölbung der Schnittflächen ist weiterhin möglich. Für die Umsetzung der PRBs in ABAQUS müssen die Freiheitsgrade gegenüberliegender Knoten der Flächen über Zwangsbedingungen gekoppelt werden, da die Knotenverschiebungen die Deformation einer Fläche bestimmen. Die gekoppelten Knoten mit den Positionsvektoren $\tilde{\underline{x}}^1$ und $\tilde{\underline{x}}^2$ dürfen sich nur in einer Koordinate unterscheiden und sind entsprechend Gleichung (7.1) miteinander gekoppelt, wobei \underline{u} den Verschiebungsvektor und $\underline{\underline{H}}^* = \underline{\underline{F}}^* - \underline{\underline{I}}$ den durchschnittlichen Verschiebungsgradienten kennzeichnet.

$$\underline{u}^1 - \underline{u}^2 = \underline{\underline{H}}^* \cdot (\tilde{\underline{x}}^1 - \tilde{\underline{x}}^2) \quad (7.1)$$

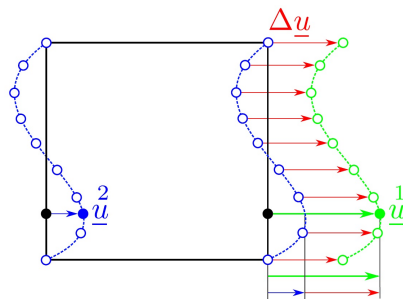


Abbildung 7.1: Prinzip der periodischen Randbedingungen. Die Verschiebungen des rechten Randes (grün) sind mit den Verschiebungen des linken Randes (blau) gekoppelt. Da ein durchschnittlicher und damit konstanter Deformationsgradient auf die gesamte Fläche aufgebracht wird, ist die Verschiebungsdifferenz Δu zwischen dem rechten und linken Rand konstant für jedes Punktepaaar. [108]

Für die Festlegung des durchschnittlichen Deformationsgradienten findet die Einteilung der gekoppelten Flächen in Master- und Slavefläche entsprechend Abbildung 7.2 statt. An dem Schnittpunkt der Masterflächen befindet sich der Basisknoten B des RVEs, dessen Verschiebungen auf null gesetzt werden, um Starrkörpertranslationen zu verhindern. Zu jeder Slavefläche existiert ein Pilotknoten, über dessen Verschiebungsvektor \underline{u}^{RP} die Festlegung des durchschnittlichen Deformationsgradienten erfolgt. Die gekoppelten Zwangsbedingungen der PRB können nun in ABAQUS über EQUATIONS ([109], Abschnitt 33.2.1) implementiert werden. Diese verknüpfen die Knotenverschiebungen für jedes Knotenpaar und zugehörigen Pilotknoten wie folgt für jeden Freiheitsgrad i linear miteinander:

$$\underline{u}_i^M - \underline{u}_i^S + \underline{u}_i^{RP} = 0 \quad (7.2)$$

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass die Verschiebungen der Pilotknoten nicht zwangsläufig vorgegeben sein müssen, sondern auch frei einstellbar bleiben können. Deren Anzahl ist jedoch aufgrund von möglichen Starrkörperrotationen begrenzt. Weiterführende Informationen zu periodischen Randbedingungen finden sich in [108, 110–112].

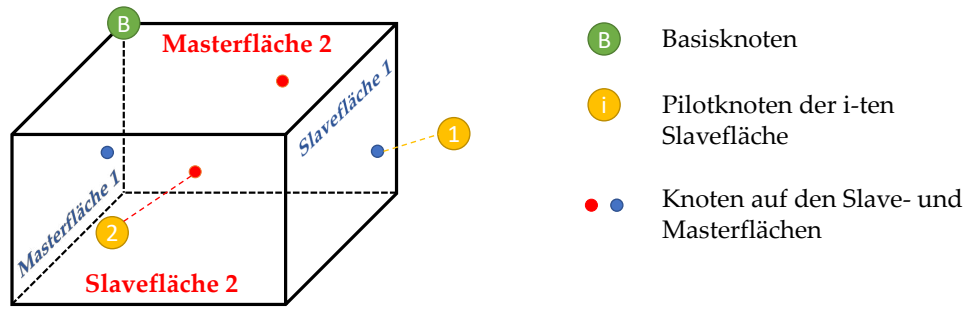


Abbildung 7.2: Prinzipskizze des RVE mit allen relevanten Knoten (nach [111, 112])

Die in Abbildung 7.3 dargestellte 2-dimensionale numerische Simulation zur Grenzschichtkinematik und -beanspruchung setzt kurz nach dem Aufbrechen der 25 μm dicken Grenzschicht ein. Der Abstand der beiden Fragmente beträgt zu diesem Zeitpunkt 6 μm . Die Fragmente weisen an der Bruchstelle eine abgerundete Kontur mit einem Radius von 4,5 μm auf, um eine geometrische Singularität infolge einer scharfen Kante zu umgehen. Die obere Kante dient über eine Verschiebungsrandbedingung u_y der Aufbringung der Stauchung, wobei die untere Kante eine Verschiebungsrandbedingung von $u_y = 0$ erhält. Das Aufbringen der Stauchung und damit des durchschnittlichen Deformationsgradienten findet somit nicht über den Pilotknoten statt. Die Stauchung erfolgt mit einer Geschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 0,8$ /s. Der Basisknoten unterbindet mit $\underline{u} = 0$ eine Starrkörperverschiebung des 225 μm hohen und 210 μm breiten RVEs. Zwischen den Grundwerkstoffen und den Fragmenten findet sich ein reibungsbehafteter Kontakt mit $\mu = 0,05$, der keine Durchdringungen erlaubt. Ein Haftkontakt gilt in diesem Bereich als nicht wahrscheinlich und findet daher auch keine Anwendung. Den Grundwerkstoffen wird, wie auch bei der Simulation des Rinnenstauchversuchs, ein elastisch-plastisches Materialverhalten zugewiesen (Abschnitt 6.1.3.2). Die Fragmente können sich elastisch mit einem E-Modul von 210 GPa verformen und sind im Vergleich zu den Grundwerkstoffen als annähernd starr anzusehen. Dieses entspricht dem Materialverhalten, wie es bei einer 25 μm dicken Grenzschicht im Rinnenstauchversuch beschrieben steht.

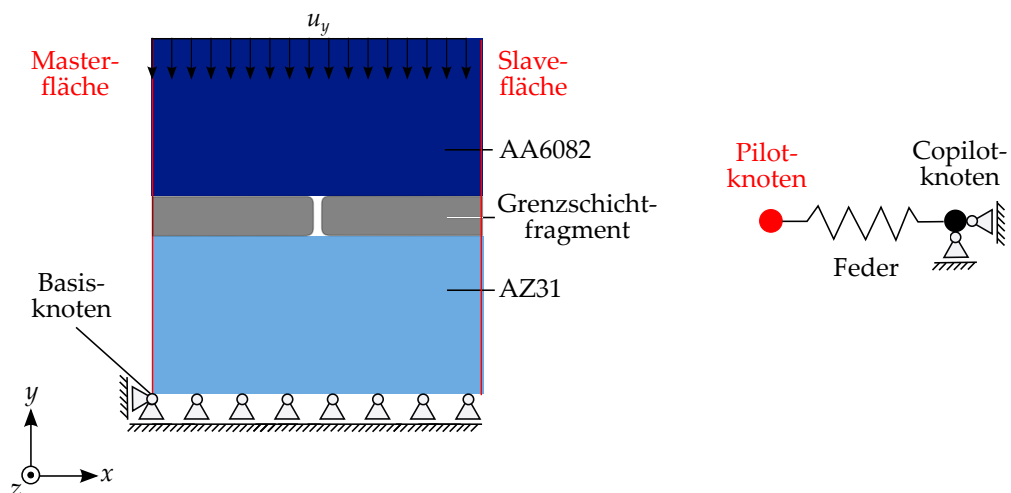


Abbildung 7.3: Randbedingungen der FE-Simulation zur Bestimmung der Grenzschichtkinematik und -beanspruchung nach der Fragmentierung

Durch die Verwendung einer PRB ist es möglich, derartige Ausschnitte ohne Randeffekte zu betrachten. Ein uneingeschränktes Auseinanderdriften der gekoppelten Flächen in x -Richtung ist in der Realität durch das umliegende Material, das Reibungseinflüssen an den Kontaktflächen zur Rinne ausgesetzt ist, nicht möglich. Der Verschiebung des zur Slavefläche gehörenden Pilotknotens wird daher eine Feder entgeggestellt. Die verwendete Federsteifigkeit beträgt 5 kg/s^2 . Eine Änderung der Federsteifigkeit erlaubt bei der Simulation von anderen Umformungen die Anpassung an die experimentellen Befunde bezüglich der Füllung der Zwischenräume. Je höher die Federsteifigkeit, desto weniger driften die Fragmente auseinander, und der Zwischenraum wird umso schneller gefüllt. Das Ergebnis einer extrem hohen Federsteifigkeit findet sich in Abbildung 7.4.

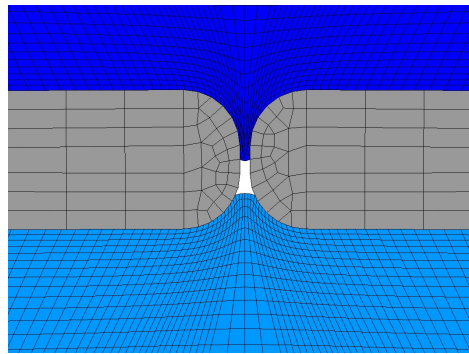


Abbildung 7.4: Beispiel mit veränderten Radien der Fragmente für die Folgen einer extrem hohen Federsteifigkeit, der Zwischenraum wird ohne Auseinanderdriften der Fragmente gefüllt

7.2 Ergebnisse

Anhand der durchgeführten Simulation lassen sich nun Aussagen hinsichtlich des Werkstoffflusses, als auch des Kontaktdruckes zwischen den Grundwerkstoffen tätigen, wenn diese im Zwischenraum der Fragmente erneut aufeinandertreffen. Zunächst erfolgt jedoch der Abgleich geometrischer Größen zwischen Realität und Simulation, um die hinreichende Übereinstimmung dieser aufzuzeigen.

Eine Gegenüberstellung metallografischer Aufnahmen mit der Simulation findet sich in Abbildung 7.5. Die gezeigte Ergebnisgröße ist die plastische Vergleichsdehnung ε_v^{pl} , die sich mit der Greenschen Dehnung $\underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}$ wie folgt berechnet:

$$\varepsilon_v^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} \cdot \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}}. \quad (7.3)$$

Die Konturen der Zwischenraum füllenden Grundwerkstoffe weisen einen hohen Grad an Übereinstimmung auf. Die Füllung des Zwischenraumes setzt nicht direkt nach der Fragmentierung ein. Zunächst muss ein gewisser Abstand zwischen den Fragmenten vorhanden sein, d. h. der Grundwerkstoff gleitet zunächst auf den Fragmenten ab. Ein solches Erscheinungsbild entspricht dem Zustand 1 und ist Ausgangspunkt der Simulation. Der Zustand 2

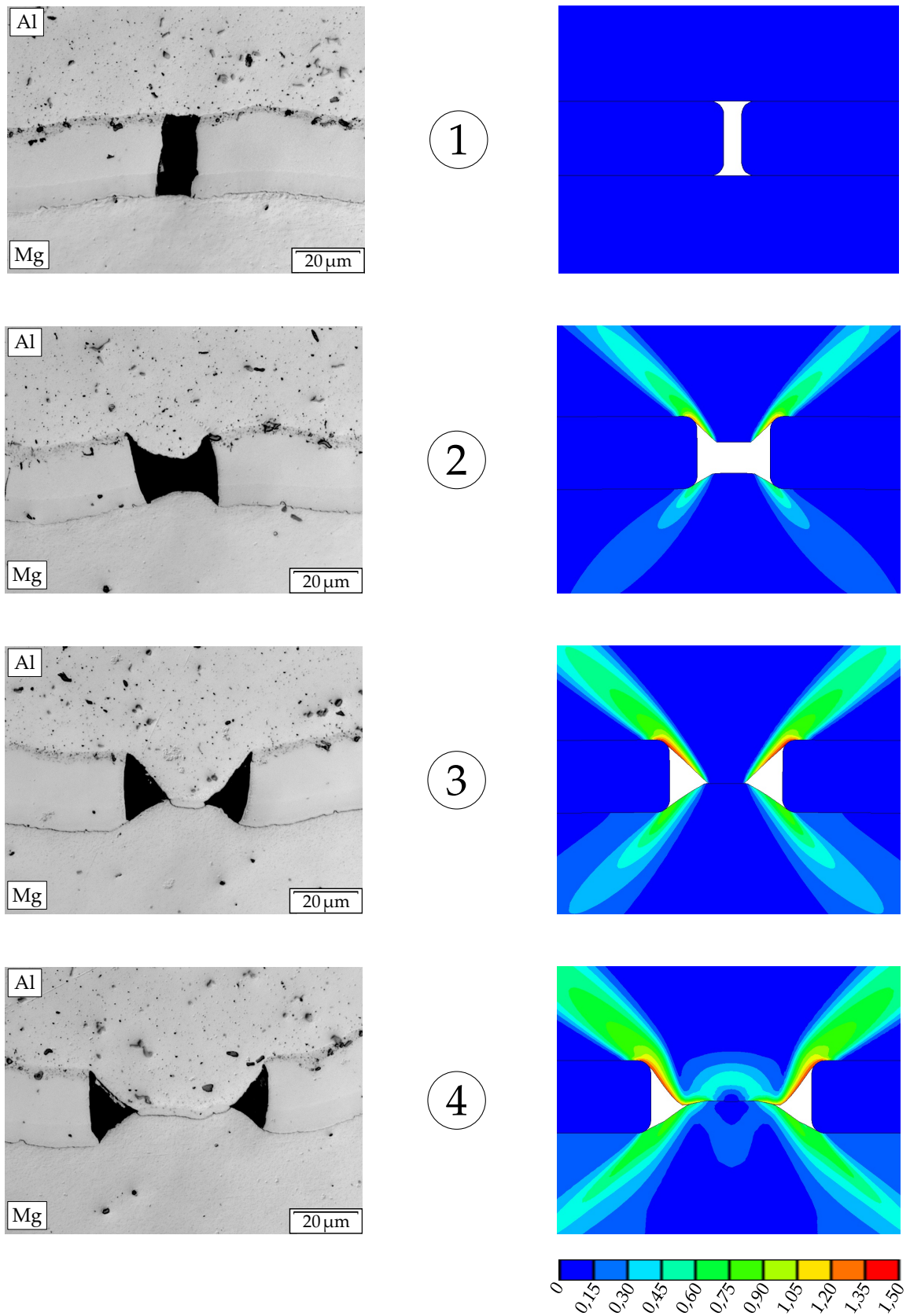


Abbildung 7.5: Gegenüberstellung metallografischer Aufnahmen und verschiedener Zustände in der Simulation mit der plastischen Vergleichsdehnung als Ergebnisgröße

und 3 zeigt das Füllen des Zwischenraumes bis zum Aufeinandertreffen der Grundwerkstoffe. Der Teil der Grundwerkstoffe, der sich zu Beginn der Fragmentierung ober- bzw. unterhalb des Zwischenraumes befindet, wird durch ein Auftreten von Scherbändern in diesen hinein transportiert ohne selbst deformiert zu werden. Dieses Abgleiten der Grundwerkstoffe führt zu einer Abrundung der Fragmentkanten, wie sie auch in der Simulation modelliert sind. Bei Kontakt der Grundwerkstoffe entsteht eine neue, sogenannte sekundäre Grenzschicht. Im weiteren Verlauf der Simulation driften die Fragmente immer weiter auseinander, und der Kontaktbereich der Grundwerkstoff im Zwischenraum wächst stetig weiter. Ein vollständiges Auffüllen des Zwischenraumes tritt nur auf, wenn das Auseinanderdriften der Fragmente begrenzt ist. In der Simulation ist das durch eine Erhöhung der Federsteifigkeit realisierbar.

Ein weiterer wichtiger Erkenntnisgewinn besteht in den Kontaktbedingungen beim erneuten Aufeinandertreffen der Grundwerkstoffe. Abbildung 7.6 zeigt den Druck, mit welchem die Grundwerkstoffe aufeinandertreffen, für verschiedene Zustände. Das ist ein für Bildung der sekundären Grenzschicht wichtiger Parameter. Für den Zustand 3, d. h. direkt nachdem der Kontakt entsteht, ergibt sich ein Druck von 150 MPa. Dieser ändert sich auch nur geringfügig, wenn das Auseinanderdriften der Fragmente stärker behindert wird (Abbildung 7.6(c)).

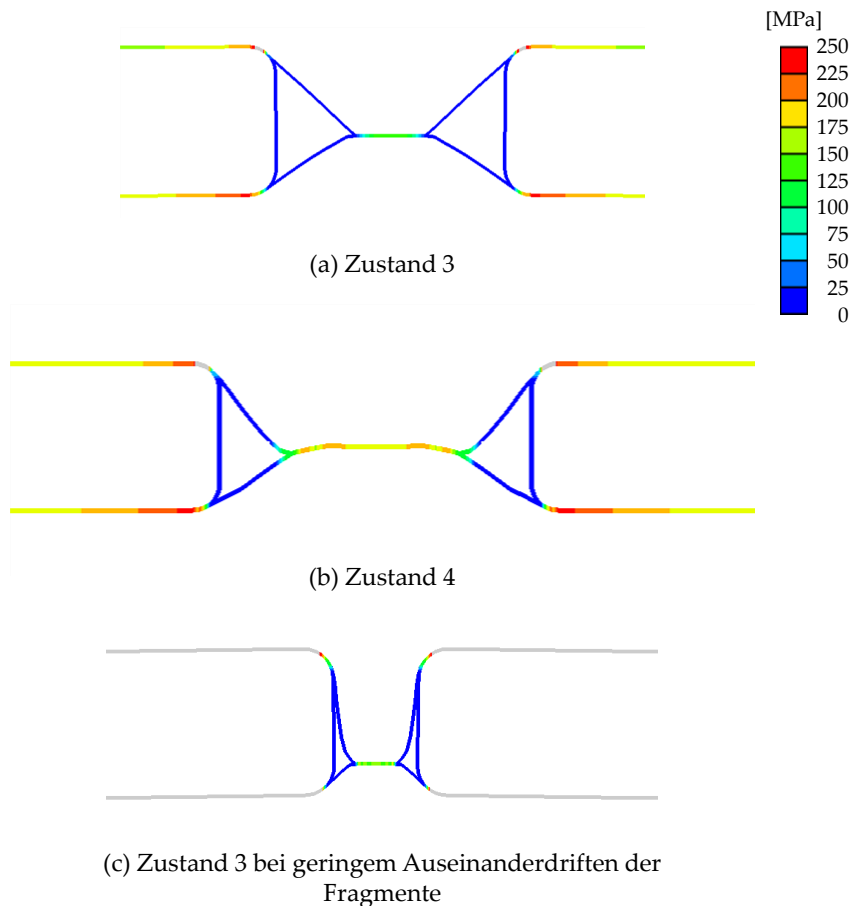


Abbildung 7.6: Kontaktdrücke während verschiedener Zustände

Während des Fortschreitens der Stauchung hin zu Zustand 4 erhöht sich der Kontaktdruck auf bis zu 180 MPa. Die Drücke liegen damit deutlich über den beim Diffusionsschweißen verwendeten Drücken, die üblicherweise bei 11 MPa beginnen [33]. Die Bildung der sekundären Grenzschicht durch Diffusion ist daher problemlos möglich, zumal die Flächen nicht durch Oxidation verunreinigt sind.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Ergebnisse der Arbeit

Die Herstellung und Weiterverarbeitung von Aluminium-Magnesium-Halbzeugen ermöglicht es, extrem leichte aber hochfeste Werkstoffverbunde zu erzeugen. Die bereits während des hydrostatischen Strangpressens ausgebildete Grenzschicht führt zu einem stoffschlüssigen Verbund der beiden Grundwerkstoffe. Die Auswirkungen der Weiterverarbeitung des Halbzeugs durch Warmumformung auf diese Grenzschicht stehen im Mittelpunkt dieser Arbeit. Dabei interessiert vor allem das bereits bekannte Zerbrechen der Grenzschicht in Fragmente, was ohne Aufgeben des Zusammenhalts des Verbundes auftritt.

Ein durch den Gesenkschmiedeprozess Stauchen, Breiten oder Steigen umgeformtes Halbzeug weist eine für den Umformprozess charakteristische Grenzschichtstruktur auf, die Auswirkungen auf die Zugfestigkeit der Grenzschicht bei Raumtemperatur hat. Ein wesentlicher Einflussfaktor dabei ist die Grenzschichtdicke. Das diffusionsgesteuerte Wachstum der Grenzschicht während der Aufheizphase in Vorbereitung der Schmiedeprozesse führt zu einer Verringerung der Zugfestigkeit von $160 \text{ N/m}^2\text{m}$ auf $65 \text{ N/m}^2\text{m}$. Ab einer Dicke von $25 \mu\text{m}$ wird keine weitere Reduzierung festgestellt. Das Aufheizen der Strangabschnitte ist jedoch zwingend notwendig für die Umformung dieser, da in Magnesium ab $225 \text{ }^\circ\text{C}$ zusätzliche Gleitebenen aktiviert werden, die für eine ausreichende Duktilität sorgen. Zusätzlich zum Wachstum der Grenzschicht wird diese beim anschließenden Gesenkschmieden hochgradig umgeformt. Während des Stauchens bleibt die Grenzschicht dennoch intakt, wobei die Zugfestigkeit Werte von $56 - 78 \text{ N/mm}^2$ annimmt und damit eine ihrer Dicke entsprechende Festigkeit zeigt. Durch Breiten umgeformte Verbunde zeigen zusätzlich eine Fragmentierung der Grenzschicht. Diese führt zu einer weiteren Schwächung der Grenzschicht, sodass sich Festigkeitswerte von $39 - 51 \text{ N/mm}^2$ ergeben. Bemerkenswert ist der Anstieg der Festigkeit mit dem Umformgrad. Eine mögliche Erklärung liefern die metallografischen Aufnahmen. Nach der Fragmentierung der Grenzschicht füllen sich die Zwischenräume der Grenzschichtfragmente mit den Grundwerkstoffen. Berühren sich diese, bildet sich eine neue dünne und damit hochfeste Grenzschicht aus. Der Anteil der Zwischenräume, die keinen Beitrag zur Festigkeit der Grenzschicht leisten, werden mit wachsendem Umformgrad geringer und durch eine zur Tragfähigkeit beitragenden dünnen Grenzschicht ersetzt. Die Untersuchungen zum Steigen sind an optimierten Halbzeugen durchgeführt worden. Der vorliegende Verbund weist eine Mantelwandstärke von $2,75 \text{ mm}$ auf, die vor allem beim Umformprozess Steigen kritisch ausgedünnt wird. Um das zu verhindern, kann der Kern exzentrisch im Strang positioniert oder der Kerndurchmesser des Magnesiums verringert werden. Für beide Varianten lässt sich ein drastischer Festigkeitsabfall von ca. 220 N/mm^2

auf 39 – 97 N/mm² mit dem Schmiedeprozess Steigen erkennen. Die höchsten Werte zeigen sich bei Varianten, bei denen die Grenzschicht aufgrund einer größeren Entfernung zur Außenkontur eine geringere Umformung erfahren hat.

Ein weiterer Aspekt des Gesenkschmiedens ist die Änderung des nach der Herstellung bestehenden Eigenspannungszustands im Verbund, der sich aus den verschiedenen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Grundwerkstoffe ergibt. Untersuchungen mittels Bohrlochverfahren und einer speziellen numerischen Auswertemethode an annähernd homogen gestauchten Proben, sogenannter RASTEGAEV-Proben, liefern als Ergebnis einen veränderten Eigenspannungszustand. Die maximal an der Grenzschicht anliegende Zugeigenspannung liegt allerdings auf einem niedrigen Niveau von ca. 20 N/mm². Die Ergebnisse weisen auf einen dominierenden Einfluss des Abkühlprozesses hin.

In Kenntnis der Verringerung der Grenzschichtfestigkeit durch das Wachstum der Grenzschicht und deren Fragmentierung besteht ein weiterer wichtiger Aspekt dieser Arbeit in der Vorhersage der schädlichen Grenzschichtfragmentierung. Zu diesem Zweck sind unter Verwendung einer neu entwickelten Probenform eine Vielzahl von Rinnenstauchversuchen mit unterschiedlicher Grenzschichtdicke und Umformgeschwindigkeit durchgeführt worden. Die Besonderheit dieser Versuche liegt in der 2-dimensionalen Umformung, was die Auswertung enorm vereinfacht. Die spezielle Probenform liefert innerhalb einer Probe verschiedene Umformgrade der Grenzschicht. Über den Ort des Einsetzens der Fragmentierung kann dann mittels numerischer Simulation die zu dieser Position gehörende Streckung ermittelt werden. Als Ergebnis steht ein Fragmentierungskriterium zur Verfügung, das in Abhängigkeit der Grenzschichtdicke und der Streckungsrate die kritische Streckung, bei welcher die Fragmentierung einsetzt, liefert. Anhand von Zwischenzuständen des Rinnenstauchversuches als auch von Bimetall-Zugproben ist das Fragmentierungskriterium verifiziert worden. Es zeigt eine ausgeprägte Abhängigkeit von der Grenzschichtdicke. Je länger der Verbund in Vorbereitung der Umformung Wärme ausgesetzt ist, desto intensiver fragmentiert die Grenzschicht aufgrund ihres Wachstums. Der Wärmeeintrag sollte daher möglichst niedrig gehalten werden. Das Gesenkschmieden im Anschluss findet im industriellen Maßstab bei sehr hohen Umformgeschwindigkeiten statt, die sich ebenfalls als kritisch herausgestellt haben.

Im Anschluss an die Fragmentierung wird ein Auffüllen der so entstandenen Zwischenräume beobachtet. In Abhängigkeit des Umformprozesses geht das mit einem Transport und ggf. einer Verdrehung der Fragmente einher. Zahlreiche experimentelle Untersuchungen liefern Zwischen- als auch Endzustände der Grenzschichtkinematik für diese verschiedenen Belastungszustände. Unzugänglich ist jedoch die direkte messtechnische Analyse der Beanspruchungen während dieser Vorgänge. Daher besteht das Ziel der Nachbildung der beobachteten Grenzschichtkinematik mittels numerischer Simulationen. Die Verwendung von periodischen Randbedingungen ermöglicht es, einen kleinen Ausschnitt ohne Randeffekte zu betrachten. Während des Stauchvorganges kann ein Abgleiten der Grundwerkstoffe an den Fragmenten beobachtet werden. Zusätzlich bilden sich beim Auffüllen des Zwischenraumes Scherbänder in den Grundwerkstoffen aus. Eine erste Betrachtung der Beanspruchung infolge der experimentell beobachteten Grenzschichtkinematik ist damit gelungen.

8.2 Weitere Forschungsansätze

Der Fokus weiterer Forschungsarbeiten sollte vor allem auf der Erweiterung des Fragmentierungskriteriums und der numerischen Simulation der Grenzschichtkinematik liegen.

Das Fragmentierungskriterium basiert auf einer 2-dimensionalen Umformung. Ob sich die Fragmentierung in den verschiedenen Richtungen, wie sie bei 3-dimensionalen Umformungen auftritt, gegenseitig beeinflusst ist nicht bekannt. Ein dahin gehend erweitertes Fragmentierungskriterium müsste dann anhand von den Gesenkschmiedeprozessen Stauchen, Breiten und Steigen verifiziert werden. Ein weiterer noch zu untersuchender Aspekt ist der Einfluss der Scherung auf die Fragmentierung. Aufgrund der geometrischen Form und der Abmessungen des Halbzeugs stellt das eine besondere Herausforderung dar.

Die Grenzschichtkinematik umfasst bisher eine homogene Stauchung und einen Zwischenraum. Interessant an dieser Stelle ist, ob sich mehrere Zwischenräume und unterschiedliche Fragmentlängen gegenseitig beeinflussen. Im Zusammenhang mit dieser Fragestellung ist auch die Implementierung des Fragmentierungskriteriums in die Simulation zu empfehlen. Ein weiterer Schritt wäre dann die Simulation einer Scherverzerrung des Verbundes, um die damit einhergehende Rotation der Fragmente zu untersuchen. Eine vollständige Nachbildung der beobachteten Grenzschichtzustände nach der Fragmentierung wäre so möglich.

Literaturverzeichnis

- [1] UMWELTBUNDESAMT: *Rohstoffeffizienz – Wirtschaft entlasten, Umwelt schonen*. 2010
- [2] FRAUNHOFER IWU (Hrsg.): *A demonstrator for magnesium-based lightweight design in automotive doors*. 2012. – International Quality & Productivity Center
- [3] KITTNER, Kai: *Integrativer Modellansatz bei der Co-Extrusion von Aluminium-Magnesium-Werkstoffverbunden*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 11.05.2012. http://www.qucosa.de/fileadmin/data/qucosa/documents/11292/Dissertation_Kay_Kittner.pdf
- [4] LEHMANN, Thomas: *Experimentell-numerische Analyse mechanischer Eigenschaften von Aluminium/Magnesium-Werkstoffverbunden*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 29.06.2012. <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-100576>
- [5] FEUERHACK, Andreas: *Experimentelle und numerische Untersuchungen von Al-Mg-Verbunden mittels Verbundschmieden*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 23.05.2014. <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-146654>
- [6] MUEHLHAUSE, Jerome ; GALL, Sven ; MÜLLER, Sören: Simulation of the Co-Extrusion of Hybrid Mg/Al Profiles. In: *Advances on Hot Extrusion and Simulation of Light Alloys* Bd. 424, Trans Tech Publications, 3 2010 (Key Engineering Materials), S. 113–119
- [7] RIEMELMOSER, F. ; KILIAN, H. ; WIDLICKI, P. ; THEDJA, W. W. ; MÜLLER, K. ; GARBACZ, H. ; KURZYDŁOWSKI, K. J.: Co-Extrusion von Aluminium Magnesium Verbundwerkstoffen. Version: 2007. <http://dx.doi.org/10.1002/9783527610235.ch20>. In: *Strangpressen*. Wiley-Blackwell, 2007. – DOI 10.1002/9783527610235.ch20. – ISBN 9783527610235, S. 248–257
- [8] B. YAN, Y ; ZHANG, Z. W. ; SHEN, W ; WANG, Jen ; K. ZHANG, L ; A. CHIN, B: Microstructure and properties of magnesium AZ31B–aluminum 7075 explosively welded composite plate. 527 (2010), 04, S. 2241–2245
- [9] POKATAEV, E P. ; TRYKOV, Yu P.: Residual stresses in magnesium–aluminium composites, produced by explosive welding. In: *Welding International* 18 (2004), Nr. 8, S. 656–659. <http://dx.doi.org/10.1533/wint.2004.3337>. – DOI 10.1533/wint.2004.3337
- [10] AWISZUS, Birgit ; NEUGEBAUER, Rainer ; KITTNER, Kai ; POPP, Mike: Analyse des Querfließpressens als Analogieversuch zum Strangpressen unter besonderer Berücksichtigung der Verbundbildung zwischen Aluminium und Magnesium. In: *UTFscience IV* (2009)

- [11] KLÜTING, Manfred ; LANDERL, Christian: The new BMW inline six-cylinder spark-ignition engine. In: *MTZ worldwide* 65 (2004), Nov, Nr. 11, S. 2–5. <http://dx.doi.org/10.1007/BF03227708>. – DOI 10.1007/BF03227708. – ISSN 2192–9114
- [12] Norm DIN ISO 8582:2003-09, Fert 2003. *DIN ISO 8582:2003-09, Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung; Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht*
- [13] Norm DIN ISO 8583-1:2003-09, Fert 2003. *DIN ISO 8583-5:2003-09, Fertigungsverfahren Druckumformen - Teil 1: Einordnung, Unterteilung, Begriffe*
- [14] N., Grittner ; HAVERKAMP H. von Senden g. ; O., Stelling ; D., Bormann ; K., Schimanski ; M., Nikolaus ; HEHL A. von ; FR.-W., Bach ; H.-W., Zoch: Verbundstrangpressen von Titan-Aluminium-Verbindungen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40 (2009), Nr. 12, S. 901–906. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200900522>. – DOI 10.1002/mawe.200900522
- [15] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2. Berlin : Springer, 2014. – ISBN 978–3–662–43807–7
- [16] BAUSER, M. ; SAUER, G. ; SIEGERT, K.: *Strangpressen*. 2. Düsseldorf : Aluminium-Verlag, 2001. – ISBN 3–87017–249–5
- [17] LANGE, Kurt ; LIEWALD, Mathias: *Umformtechnik. Handbuch für Industrie und Wissenschaft*. (2016). ISBN 978–3–540–70563–5
- [18] LASS, Jan-F.: *Untersuchungen zur Entwicklung einer magnesiumgerechten Strangpresstechnologie*. Hannover, Universität Hannover, Diss., 16.06.2005. <https://www.tib.eu/de/suchen/id/TIBKAT%3A818551909/Untersuchungen-zur-Entwicklung-einer-magnesiumgerechten/>
- [19] SAVAGE, Kenneth ; KING, John F. ; KOIJ, Adri van: *Hydrostatic Extrusion of Magnesium*. Wiley-Blackwell, 2006. – 609–614 S. <http://dx.doi.org/10.1002/3527607552.ch96>. <http://dx.doi.org/10.1002/3527607552.ch96>. – ISBN 9783527607556
- [20] MÖHLER, M. ; MENZEL, H.-U.: Strangpressen von Werkstoffverbunden. In: *Tagungsband - MEFORM 2004, Konferenz. Einzelbericht: Technologie der Werkstoffverbundherstellung durch Umformen* (2004), S. 53–63
- [21] SWIOSTEK, J. ; BOHLEN, Jan ; LETZIG, Dietmar ; KAINER, Karl U.: Hydrostatic and Indirect Extrusion of AZ-Magnesium Alloys. In: *Magnesium - Science, Technology and Applications* Bd. 488, Trans Tech Publications, 3 2005 (Materials Science Forum), S. 491–494
- [22] BARTON, Gabriel: *Finite-Elemente Modellierung des hydrostatischen Strangpressens von Magnesiumlegierungen*. Aachen, RWTH Aachen, Diss., 23.01.2009. <https://d-nb.info/995999813/34>

- [23] MÜLLER, Sören: *Weiterentwicklung des Strangpressens von AZ Magnesiumlegierungen im Hinblick auf eine Optimierung der Mikrostruktur, des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften*. Berlin, Technische Universität Berlin, Diss., 03.05.2007. <http://dx.doi.org/10.14279/depositonce-1620>
- [24] GÜLEY, Volkan ; BEN KHALIFA, Nooman ; TEKKAYA, A: *Strangpressen von Profilen aus Aluminiumspänen*. Bd. 87. 2011. – 93–97 S.
- [25] OLEJNIK, L. ; KULCZYK, M. ; PACHLA, W. ; ROSOCHOWSKI, A.: Hydrostatic extrusion of UFG aluminium. In: *International Journal of Material Forming* 2 (2009), Dec, Nr. 1, S. 621. <http://dx.doi.org/10.1007/s12289-009-0508-7>. – DOI 10.1007/s12289-009-0508-7. – ISSN 1960-6214
- [26] PARK, H.J. ; NA, K.H. ; CHO, N.S. ; LEE, Y.S. ; KIM, S.W.: A study of the hydrostatic extrusion of copper-clad aluminium tube. In: *Journal of Materials Processing Technology* 67 (1997), Nr. 1, 24 - 28. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02812-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02812-9). – ISSN 0924-0136. – Proceedings of the International Conference on Mechanics of Solids and Materials Engineering
- [27] GRITNER, Norbert ; HAVERKAMP, H von Senden g. ; STELLING, Olivia ; BORMANN, Dirk ; SCHIMANSKI, Kai ; NIKOLAUS, M ; VON HEHL, Axel ; BACH, Fr.-W ; ZOCH, Hans-Werner: Verbundstrangpressen von Titan-Aluminium-Verbindungen. 40 (2009), 12, S. 901–906
- [28] NEGENDANK, Maik ; MUELLER, Soeren ; REIMERS, Walter: Coextrusion of Mg–Al macro composites. 212 (2012), 09, S. 1954–1962
- [29] NEGENDANK, Maik ; WEBER, Constanze ; MUELLER, Soeren ; REIMERS, Walter: Coextrusion and Mechanical Characterization of Aluminum Coated Mg-Profiles. 554-557 (2013), 06, S. 767–775
- [30] RIEMELMOSER, F ; KILIAN, H ; WIDLICKI, P ; W. THEDJA, W ; MÜLLER, K ; HALINA, Garbacz ; KURZYDŁOWSKI, K.J.: Co-Extrusion von Aluminium Magnesium Verbundwerkstoffen. In: *Tagungsband des Symposiums Strangpressen des Fachausschusses Strangpressen Der DGM*, 2007, S. 248–257
- [31] KAMMER, C. ; A, U: *Magnesium Taschenbuch*. Beuth Verlag GmbH, 2011 (Beuth Praxis). <https://books.google.de/books?id=fWBMygAACAAJ>. – ISBN 9783410220398
- [32] LIANG, Pingyuan ; SU, H.-L ; DONNADIEU, P ; HARMELIN, M.G. ; QUIVY, A ; OCHIN, P ; EFFENBERG, G ; SEIFERT, H.J. ; LUKAS, H.L. ; ALDINGER, F: Experimental investigation and thermodynamic calculation of the central part of the Mg-Al phase diagram. 89 (1998), 08, S. 536–540
- [33] DIETRICH, D. ; NICKEL, D. ; KRAUSE, M. ; LAMPKE, T. ; COLEMAN, M. P. ; RANDLE, V.: Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminium and magnesium alloys. In: *Journal of Materials Science* 46 (2011), Januar, S. 357–364. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-010-4841-5>. – DOI 10.1007/s10853-010-4841-5

- [34] TIETZ, H.-D.: *Grundlagen der Eigenspannungen - Entstehung in Metallen, Hochpolymeren und silikatischen Werkstoffen - Messtechnik und Bewertung*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1982
- [35] MASING, G.: *Eigenspannungen in kaltgereckten Metallen*. Zeitschrift für technische Physik, 1925
- [36] MACHERAUCH, E. ; WOHLFAHRT, H. ; WOLFSTIEG, U.: *Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen*. HTM 28 201/211, 1973
- [37] SCHAJER, G. S.: *Hole-Drilling Residual Stress Measurements at 75: Origins, Advances, Opportunities*. Society for Experimental Mechanics Inc., 2009
- [38] KIRSCH, J.H.: Die Theorie der Elastizität und die Bedürfnisse der Festigkeitslehre. In: *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure* 42 (1898), S. 797–810
- [39] Norm ASTM E837 - 13 2013. *Standard Test Methode zur Bestimmung der Eigenspannungen durch die Hole-Drilling DMS-Methode*
- [40] SCHWARZ, T. ; KOCKELMANN, H. ; TIETZ, H.-D. ; BÖHM, S.: *Eigenspannungsanalyse in Schichtverbundwerkstoffen mit einer modifizierten Bohrlochmethode*. Forschungsbericht DFG, 1999
- [41] HANNUSCH, Susann ; STOCKMANN, Martin ; IHLEMANN, Jörn: Application of fibre BRAGG grating sensors for residual stress analysis. In: *PAMM* 15 (2015), Nr. 1, S. 199–200. <http://dx.doi.org/10.1002/pamm.201510090>. – DOI 10.1002/pamm.201510090
- [42] HANNUSCH, Susann ; STOCKMANN, Martin ; IHLEMANN, Jörn: Experimental Method for Residual Stress Analysis with Fibre Bragg Grating Sensors. In: *Materials Today: Proceedings* 3 (2016), Nr. 4, S. 979 – 982. <http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matpr.2016.03.032>. – DOI <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2016.03.032>. – ISSN 2214–7853. – 32nd DANUBIA ADRIA SYMPOSIUM on Advanced in Experimental Mechanics
- [43] HABENICHT, Gerd: *Kleben*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006 (VDI-Buch). – ISBN 978–3–540–31223–9
- [44] KITTNER, Kai ; AWISZUS, Birgit ; LEHMANN, Thomas ; STOCKMANN, Martin ; NAUMANN, Jochen: Numerische und experimentelle Untersuchungen zur Herstellung von stranggepressten Aluminium/Magnesium-Werkstoffverbunden und zur Festigkeit des Interface. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40 (2009), Nr. 7, S. 532–539. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200900487>. – DOI 10.1002/mawe.200900487
- [45] KITTNER, K. ; BINOTSCH, C. ; AWISZUS, B. ; LEHMANN, T. ; STOCKMANN, M.: Production process of low damage Al/Mg compounds and analysis of the basic mechanical properties as well as the strength of the interface. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 41 (2010), Nr. 9, S. 744–755. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201000662>. – DOI 10.1002/mawe.201000662

- [46] CHANG, Woong-Seong ; RAJESH, S.R. ; CHUN, Chang-Keun ; KIM, Heung-Ju: Microstructure and Mechanical Properties of Hybrid Laser-Friction Stir Welding between AA6061-T6 Al Alloy and AZ31 Mg Alloy. In: *Journal of Materials Science & Technology* 27 (2011), Nr. 3, S. 199 – 204. [http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60049-2](http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60049-2). – DOI [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60049-2](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60049-2). – ISSN 1005-0302
- [47] ZHU, Bo ; LIANG, Wei ; LI, Xianrong: Interfacial microstructure, bonding strength and fracture of magnesium–aluminum laminated composite plates fabricated by direct hot pressing. In: *Materials Science and Engineering: A* 528 (2011), Nr. 21, S. 6584 – 6588. <http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.05.015>. – DOI <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.05.015>. – ISSN 0921-5093
- [48] LEHMANN, T. ; STOCKMANN, M. ; NAUMANN, J.: Experimental and Numerical Investigations of Al/Mg Compound Specimens under Load in an Extended Temperature Range. In: *FME Transaction* 39 (2009), S. 1–8
- [49] LEHMANN, T. ; STOCKMANN, M. ; NAUMANN, J.: Experimental Analysis of Aluminium-Magnesium Compounds. In: *Proceedings of the 25th Danubia-Adria Symposium on Advances in Experimental Mechanics*, 2008, S. 258–259
- [50] ZHAO, L.M. ; ZHANG, Z.D.: Effect of Zn alloy interlayer on interface microstructure and strength of diffusion-bonded Mg–Al joints. In: *Scripta Materialia* 58 (2008), Nr. 4, S. 283 – 286. <http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.006>. – DOI <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.006>. – ISSN 1359-6462
- [51] HUANG, Guang S. ; XU, Wei ; HUANG, Guang J. ; PAN, Fu S.: A Study of Hot Extrusion of 6063 Aluminum Alloy-Clad AZ31B Magnesium Alloy Bar. In: *Materials Research Bd.* 610, Trans Tech Publications, 5 2009 (Materials Science Forum), S. 791–795
- [52] HOFINGER, Ines ; OECHSNER, Matthias ; BAHR, Hans-Achim ; SWAIN, Michael V.: Modified four-point bending specimen for determining the interface fracture energy for thin, brittle layers. In: *International Journal of Fracture* 92 (1998), Aug, Nr. 3, S. 213–220. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1007530932726>. – DOI 10.1023/A:1007530932726. – ISSN 1573-2673
- [53] JIANG, F. ; ZHAO, K. ; SUN, J.: Evaluation of interfacial crack growth in bimaterial metallic joints loaded by symmetric three-point bending. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 80 (2003), Nr. 2, S. 129–137. [http://dx.doi.org/10.1016/S0308-0161\(03\)00004-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0308-0161(03)00004-8). – DOI 10.1016/S0308-0161(03)00004-8
- [54] AFGHAHI, Seyyed Salman S. ; JAFARIAN, Mojtaba ; PAIDAR, Moslem ; JAFARIAN, Morteza: Diffusion bonding of Al 7075 and Mg AZ31 alloys: Process parameters, microstructural analysis and mechanical properties. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 26 (2016), Nr. 7, S. 1843 – 1851. [http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64295-4](http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64295-4). – DOI [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64295-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64295-4). – ISSN 1003-6326

- [55] SALMANG, H. ; SCHOLZE, H.: *Keramik*. Bd. 7. Berlin/Heidelberg : Springer-Verlag, 2007. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-49469-0>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-49469-0>. – ISBN 978–3–540–63273–3
- [56] Norm DIN ISO 8580:2003-09, Fert 2003. *DIN ISO 8580:2003-09, Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*
- [57] DOEGE, Eckart ; BEHRENS, Bernd-Arno: *Handbuch Umformtechnik : Grundlagen, Technologien, Maschinen*. 2. Berlin Heidelberg : Springer, 2010 (VDI). – ISBN 978–3–642–04248–5
- [58] TSCHÄTSCH, Heinz ; DIETRICH, Jochen: *Praxis der Umformtechnik: Arbeitsverfahren, Maschinen, Werkzeuge*. 10.Auflage. Vieweg+Teubner Verlag, 2010. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-663-11133-7>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-663-11133-7>. – ISBN 978–3–8348–1013–7
- [59] Norm DIN ISO 8583-5:2003-09, Fert 2003. *DIN ISO 8583-5:2003-09, Fertigungsverfahren Druckumformen; Eindrücken - Teil 5: Einordnung, Unterteilung, Begriffe*
- [60] KOSCH, K.-G. ; PFEIFFER, I. ; FOYDL, A. ; BEHRENS, B.-A. ; TEKKAYA, A. E.: Schmieden von partiell stahlverstärkten Aluminiumhalbzeugen. In: *UTF Science* 3 (2012), Juli, S. 1–9
- [61] FOYDL, Annika ; PFEIFFER, Insa ; KAMMLER, Matthias ; PIETZKA, Daniel ; JÄGER, Andreas ; TEKKAYA, A ; BEHRENS, Bernd-Arno: Manufacturing of Steel-Reinforced Aluminum Products by Combining Hot Extrusion and Closed-Die Forging. 504-506 (2012), 02, S. 481–486
- [62] N., Grittner ; B., Striewe ; A., Hehl ; M., Engelhardt ; C., Klose ; F., Nürnberger: Characterization of the interface of co-extruded asymmetric aluminum-titanium composite profiles. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 45 (2014), Nr. 12, S. 1054–1060. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201400353>. – DOI 10.1002/mawe.201400353
- [63] STRIEWE, Barbara: *Untersuchung des Optimierungspotentials der mechanischen Eigenschaften von Titan-Aluminium-Verbindungen durch eine nachfolgende Wärmebehandlung*. Bremen, Universität Bremen: Produktionstechnik, Diss., 21.01.2016. <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:gbv:46-00105384-15>
- [64] M., Kleiner ; M., Schomäcker ; M., Schikorra ; A., Klaus: Herstellung verbundverstärkter Aluminiumprofile für ultraleichte Tragwerke durch Strangpressen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 35 (2004), Nr. 7, S. 431–439. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200400762>. – DOI 10.1002/mawe.200400762
- [65] FÖRSTER, Wolfgang ; BINOTSCH, Carolin ; AWISZUS, Birgit: Process Chain for the Production of a Bimetal Component from Mg with a Complete Al Cladding. In: *Metals* 8 (2018), Nr. 2. <http://dx.doi.org/10.3390/met8020097>. – DOI 10.3390/met8020097. – ISSN 2075–4701

- [66] RAGANI, J ; DONNADIEU, P ; TASSIN, Catherine ; BLANDIN, J.J.: High-temperature deformation of the γ -Mg₁₇Al₁₂ complex metallic alloy. 65 (2011), 08, S. 253–256
- [67] KOCA, Matthias: *Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit des Formänderungsvermögens unter Beachtung des hydrostatischen Spannungszustandes*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 15.02.2008
- [68] PETER, Kaiser: *Beitrag zur Untersuchung des Formänderungsvermögens metallischer Werkstoffe unter besonderer Berücksichtigung des hydrostatischen Spannungszustandes*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 20.07.2001
- [69] TERHORST, Michael ; FEUERHACK, Andreas ; TRAUTH, Daniel ; KLOCKE, Fritz: Extension of the normalized Cockcroft and Latham criterion with temperaturedependent critical damage values for predicting chevron cracks in solid forward extrusion. 9 (2015), 03, S. 449–456
- [70] SEIDENFUSS, M: *Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20MnMoNi5*. Stuttgart, Universität Stuttgart, Techn.-wiss. Ber. MPA Stuttgart, Heft 92-05, 1992
- [71] W. HANCOCK, J ; D. THOMSON, R: Strain and stress concentrations in ductile fracture by void nucleation growth and coalescence. 1 (1985), 09, S. 684–690
- [72] RICE, J.R. ; TRACEY, D.M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17 (1969), Nr. 3, S. 201 – 217. [http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5096\(69\)90033-7](http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5096(69)90033-7). – DOI [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(69\)90033-7](https://doi.org/10.1016/0022-5096(69)90033-7). – ISSN 0022–5096
- [73] McCLINTOCK, F.: A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. (1968), 06
- [74] GURSON, A.L.: *Plastic Flow and Fracture Behavior of Ductile Material Incorporation Void Nucleation, Growth and Interaction*, Division of Engineering, Brown University, Diss., 1975
- [75] TVERGAARD, Viggo: Mechanical modelling of ductile fracture. In: *Meccanica* 26 (1991), Mar, Nr. 1, 11–16. <http://dx.doi.org/10.1007/BF00517719>. – DOI 10.1007/BF00517719. – ISSN 1572–9648
- [76] SIMO, J. C. ; JU, J. W.: On continuum damage-elastoplasticity at finite strains. In: *Computational Mechanics* 5 (1989), Sep, Nr. 5, S. 375–400. <http://dx.doi.org/10.1007/BF01047053>. – DOI 10.1007/BF01047053. – ISSN 1432–0924
- [77] MENZEL, A. ; EKH, M. ; RUNESSON, K. ; STEINMANN, P.: A framework for multiplicative elastoplasticity with kinematic hardening coupled to anisotropic damage. In: *International Journal of Plasticity* 21 (2005), Nr. 3, S. 397–434. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2003.12.006>. – DOI 10.1016/j.ijplas.2003.12.006

- [78] LIN, R.C. ; BROCKS, W.: On a finite-strain viscoplastic law coupled with anisotropic damage: Theoretical formulations and numerical applications. In: *Archive of Applied Mechanics* 75 (2006), Nr. 6-7, S. 315–325. <http://dx.doi.org/10.1007/s00419-005-0416-3>. – DOI 10.1007/s00419-005-0416-3
- [79] GRAMMENOUDIS, P. ; TSAKMAKIS, Ch. ; HOFER, D.: Micromorphic continuum. Part II. Finite deformation plasticity coupled with damage. In: *International Journal of Non-Linear Mechanics* 44 (2009), Nr. 9, S. 957–974. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijnonlinmec.2009.05.004>. – DOI 10.1016/j.ijnonlinmec.2009.05.004
- [80] BAMMANN, D.J. ; SOLANKI, K.N.: On kinematic, thermodynamic, and kinetic coupling of a damage theory for polycrystalline material. In: *International Journal of Plasticity* 26 (2010), Nr. 6, S. 775–793. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2009.10.006>. – DOI 10.1016/j.ijplas.2009.10.006
- [81] BRÖCKER, C. ; MATZENMILLER, A.: On the generalization of uniaxial thermoviscoplasticity with damage to finite deformations based on enhanced rheological models. In: *Technische Mechanik* 34 (2014), Nr. 3-4, S. 142–165
- [82] SHUTOV, A.V. ; SILBERMANN, C.B. ; IHLEMANN, J.: Ductile damage model for metal forming simulations including refined description of void nucleation. In: *International Journal of Plasticity* 71 (2015), S. 195 – 217. <http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.03.003>. – DOI <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.03.003>. – ISSN 0749–6419
- [83] SHUTOV, A.V. ; KREISSIG, R.: Finite strain viscoplasticity with nonlinear kinematic hardening: Phenomenological modeling and time integration. In: *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 197 (2008), Nr. 21, S. 2015 – 2029. <http://dx.doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cma.2007.12.017>. – DOI <https://doi.org/10.1016/j.cma.2007.12.017>. – ISSN 0045–7825
- [84] TVERGAARD, V.: Material Failure by Void Growth to Coalescence. In: *Advances in Applied Mechanics* 27 (1989), Nr. C, S. 83–151. [http://dx.doi.org/10.1016/S0065-2156\(08\)70195-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70195-9). – DOI 10.1016/S0065-2156(08)70195-9
- [85] GURSON, A.L.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part 1 - yield criteria and flow rules for porous ductile media. In: *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME* 99 (1977), Nr. 1, S. 2–15. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3443401>. – DOI 10.1115/1.3443401
- [86] GOODS, S.H. ; BROWN, L.M.: NUCLEATION OF CAVITIES BY PLASTIC DEFORMATION. In: *Acta Metall* 27 (1979), Nr. 1, S. 1–15. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(79\)90051-8](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(79)90051-8). – DOI 10.1016/0001-6160(79)90051-8
- [87] TARIGOPULA, V. ; HOPPERSTAD, O. S. ; LANGSETH, M. ; CLAUSEN, A. H. ; HILD, F. ; LADDEMO, O.-G. ; ERIKSSON, M.: A Study of Large Plastic Deformations in Dual Phase Steel Using Digital Image Correlation and FE Analysis. In: *Experimental Mechanics* 48

- (2008), Nr. 2, S. 181–196. <http://dx.doi.org/10.1007/s11340-007-9066-4>. – DOI 10.1007/s11340-007-9066-4. – ISSN 1741-2765
- [88] SUTTON, Michael A. ; ORTEU, Jean J. ; SCHREIER, Hubert W.: *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements - Basic Concepts, Theory and Applications*. New York : Springer US, 2009. – ISBN 978-0-387-78746-6
- [89] NUNES, L. C. S. ; CASTELLO, D. A. ; MATT, C. F. ; DOS SANTOS, P. A. M.: Parameter estimation using digital image correlation and inverse problems. In: *Proceedings - International Symposium of Solid Mechanics 2007* (2007), 433–443. http://www.abcm.org.br/symposium-series/SSSM_Vol11/Contents/SSSM_33.pdf
- [90] KIESELSTEIN, E. ; SEILER, B. ; DOST, M. ; THAN, E.: Charakterisierung von Materialverbunden durch optische Verschiebungsmessung. In: *Technisches Messen* 69 (2002), S. 412–417
- [91] NOSTER, Ulf: *Zum Verformungsverhalten der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasi-statischen Beanspruchungen im Temperaturbereich 20-300°C*. Kassel, Universität Kassel, Diss., 23.09.2003. <http://www.uni-kassel.de/hrz/db4/extern/dbupress/publik/abstract.php?978-3-89958-050-1>
- [92] PÖHLANDT, K. ; OBERLÄNDER, T. ; BECKER, N. ; GRÄBER, A.: Stand der Prüfverfahren zur Aufnahme von Fließkurven im Bereich hoher Umformgrade. In: *Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Lehrgang der Forschungsgesellschaft Umformtechnik (FGU)*, 1989, S. 1–30
- [93] OBERLÄNDER, Thomas F.: *Berichte aus dem Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart*. Bd. 109: *Ermittlung der Fließkurven und der Anisotropie-Eigenschaften metallischer Werkstoffe im Rastegaev-Stauchversuch*. Berlin and New York : Springer-Verlag, 1990. – ISBN 978-3-540-53154-8
- [94] KROKHA, V.A.: Grundlegende Gesetzmäßigkeiten für die Verfestigung von Metallen und Legierungen beim Kaltstauchen (russ.). In: *Kuzn.-stamp. proizv.* 10 (1977), S. 29–47
- [95] FÖRSTER, Wolfgang ; BINOTSCH, Carolin ; AWISZUS, Birgit ; LEHMANN, Thomas ; MÜLLER, Julia ; KIRBACH, Carola ; STOCKMANN, Martin ; IHLEMANN, Joern: Forging of eccentric co-extruded Al-Mg compounds and analysis of the interface strength. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 118 (2016), Nr. 1
- [96] LEHMANN, Thomas ; KIRBACH, Carola ; MÜLLER, Julia ; STOCKMANN, Martin ; IHLEMANN, Joern: Interfacial strength analyses of Al/Mg compounds using bending tests. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 181 (2017), Nr. 1, 012029. <http://stacks.iop.org/1757-899X/181/i=1/a=012029>
- [97] BARGEL, Hans-Jürgen ; SCHULZE, Günter: *Werkstoffkunde*. Bd. 9. Berlin : Springer-Verlag, 2005. – ISBN 978-3-540-26107-0

- [98] SEIDEL, Wolfgang ; HAHN, Frank ; THODEN, Bernd: *Werkstofftechnik*. Bd. 10. München : Carl Hanser Verlag, 2014. – ISBN 978-3-446-44099-9
- [99] ROOS, Eberhard ; MAILE, Karl: *Werkstoffkunde für Ingenieure*. Bd. 4. Heidelberg : Springer-Verlag, 2011. – ISBN 978-3-642-17463-6
- [100] DRÖDER, Georg: *Untersuchungen zum Umformen von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen*. Hannover, Technische Universität Hannover, Diss., 09.12.1999
- [101] LEHMANN, Thomas ; STOCKMANN, Martin ; NAUMANN, Jochen: Experimental and Numerical Investigations of Al/Mg Compound Specimens under Load in an Extended Temperature Range. In: *FME Transactions* 37 (2009), Nr. 1, 1–8. http://www.mas.bg.ac.rs/istrazivanje/biblioteka/publikacije/Transactions_FME/Volume37/1/01_TLehmann.pdf
- [102] HARTMANN, Stefan: *Prüfungstrainer Technische Mechanik*. Bd. 1. Weinheim : Wiley-VCH, 2016. – ISBN 978-3-527-33700-2
- [103] SCHAEFFLER TECHNOLOGIES AG & Co. KG (Hrsg.): *M-/V-Führungsschienen mit Winkel-Flachkäfig*. https://www.schaeffler.de/content.schaeffler.de/de/produkte-und-services/industrie-produkte-services/produktportfolio/linearfuehrung/m_v_fuehrungsschienen_mit_winkelflachkaefig/index.jsp, Abruf: 08.11.2017
- [104] SCHAEFFLER TECHNOLOGIES AG & Co. KG (Hrsg.): *Miniatur-Kugelumlaufeinheiten KUEM*. <http://medias.ina.de/medias/de!hp.ec.br/KUEM;bkX7bvfp1ri6>, Abruf: 08.11.2017
- [105] Hydraulische Pressen Aggregate für die Massivumformungs
- [106] MAZZOLENI, Paolo: *Uncertainty estimation and reduction in digital image correlation measurements*. Milano, Politecnico di Milano, Diss., 27.03.2013. https://www.politesi.polimi.it/bitstream/10589/74525/1/2013_03_PhD_Mazzoleni.pdf
- [107] KREISSIG, Reiner: *Einführung in die Plastizitätstheorie*. Bd. 1. Leipzig : Fachbuchverlag GmbH, 1992. – ISBN 3-343-00790-0
- [108] GOLDBERG, Niels ; DONNER, Hendrik ; IHLEMANN, Jörn: Evaluation of hyperelastic models for unidirectional short fibre reinforced materials using a representative volume element with refined boundary conditions. In: *TECHNISCHE MECHANIK* 35 (2015), Nr. 2, S. 80–99. <http://dx.doi.org/10.24352/UB.OVGU-2017-072>. – DOI 10.24352/UB.OVGU-2017-072
- [109] CORP., Dassault Systèmes S.: *Abaqus Analysis User's Manual*. 6.14. Providence, Rhode Island, 2011
- [110] GOLDBERG, Niels: *Homogenisierung und Modellierung des Materialverhaltens kurzfaserverstärkter Thermoplaste*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 09.08.2018. <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa2-312327>

- [111] DONNER, Hendrik: *FEM-basierte Modellierung stark anisotroper Hybridcord-Elastomer-Verbunde*. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Diss., 08.09.2017. <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-229188>
- [112] TWARDOWSKI, Raphael: *Mikrostrukturelle Beschreibung von Verformung und Schädigung hochmanganhaltiger Stähle mit TRIP- und TWIP-Effekt*. Aachen, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Diss., 17.12.2013. <http://publications.rwth-aachen.de/record/229452/files/4900.pdf>

Abbildungsverzeichnis

2.1	Einteilung des Strangpressens nach DIN8582 sowie DIN8583 [12, 13]	3
2.2	Prinzipielle Darstellung des hydrostatischen Strangpressens [4]	4
2.3	Mikrostruktur der Grenzschicht [4]	5
2.4	Nachweis des magnesiumseitigen Eutektikums in der Grenzschicht	6
2.5	Biegeprobe und -vorrichtung nach Lehmann [4]	8
2.6	CAD-Modell der Belastungsvorrichtung und Wirkprinzip des Push-Out-Versuchs	9
2.7	Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580	10
2.8	Schmiedeprozesse	11
2.9	Hybrides Halbzeug mit Stahlverstärkung und geschmiedetes Bauteil	12
2.10	Lichtmikroskopische Untersuchungen stahlverstärkter Aluminiumprofilen	12
2.11	Produktionsstufen des SMART-Body [65]	12
2.12	Schädigung der Grenzschicht beim Gesenkschmieden und Körnerstruktur	13
2.13	Systematisierung der Schädigungskriterien [68]	14
2.14	Schematisches Grenzformänderungsschaubild (nach [67])	16
4.1	Experimenteller Aufbau der Zugversuche mit 2D Grauwertkorrelation	21
4.2	Abmessungen und Entnahme der Miniaturzugprobe [4]	22
4.3	Einspannelemente der Zugvorrichtung	23
4.4	Fixierung der Zugprobe zu Beginn des Aufheizvorganges	23
4.5	Thermografie-Aufnahme einer Zugprobe	24
4.6	Applikation des DMS-Ansetzaufnehmers an einer Zugprobe	25
4.7	Traversenweg über der Zeit	26
4.8	Fließkurven verschiedener Dehnraten von AA6082 ($T = 300\text{ °C}$)	27
4.9	Fließkurven verschiedener Temperaturen von AA6082 ($\dot{\phi} = 5 \cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)	28
4.10	Exemplarische Kraft-Zeit-Verläufe von AA6082-Zugversuchen	28
4.11	Fließkurven verschiedener Dehnraten von AZ31 ($T = 300\text{ °C}$)	29
4.12	Zugproben aus AZ31 vor (oben) und nach (unten) dem Zugversuch	29
4.13	Fließkurven verschiedener Temperaturen von AZ31 ($\dot{\phi} = 5 \cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)	29
5.1	Schmiedeprozesse	31
5.2	Zylinderstauchprobe nach Rastegaev	32
5.3	Versuchsaufbau Zylinder-Stauchversuch	33
5.4	Zylinder-Stauchproben nach Rastegaev - Umformstufen	34
5.5	Experimentierstand an der Professur Virtuelle Fertigungslehre	34
5.6	Optimierungsstrategien beim Strangpressen	36
5.7	Bohrlochrosette EA-13-062RE-120 von Vishay	37
5.8	Eigen Spannungsmessung kontinuierlicher Messwertaufnahme - Schema	38

5.9	Eigenspannungsmessung kontinuierlicher Messwertaufnahme - realer Aufbau	39
5.10	FE-Simulation der Umformung und Eigenspannungsmessung - RB	40
5.11	Fließkurven für AZ31	41
5.12	Fließkurven für AA6082	41
5.13	Vergleich der Netztopologie vor und nach dem RASTEGAEV-Stauchversuch	42
5.14	Abweichung zweidimensionales DMS-Modell	43
5.15	Flächenzerlegung des DMS in 6x6 Teilflächen	43
5.16	Beispiel für gemessene Dehnungsverläufe	44
5.17	Vergleich der Dehnungsverläufe aus Experiment und Simulation	44
5.18	Eigenspannungsverteilung σ_r , Probe 1	45
5.19	Anisotropie und Quasiisotropie [98]	47
5.20	Position Quer- und Längsschliff im Halbzeug	47
5.21	Gefüge und Textur des Verbundes im Bereich der Grenzschicht ⁶	48
5.22	Approximation eines realen Kornes mit einer Ellipse sowie deren Achsen	48
5.23	Darstellung der Kristallorientierungen in Kristallorientierungskarten	49
5.24	Inverse Polfiguren für die beiden Phasen der Grenzschicht und AA6082	50
5.25	Grenzschicht nach verschiedenen Wärmebehandlungen im Querschliff	51
5.26	Grenzschicht nach dem axialen Stauchen im Längsschliff	52
5.27	Grenzschicht nach dem axialen Stauchen im Querschliff	53
5.28	Grenzschicht nach dem Breiten im Längsschliff	53
5.29	Grenzschicht nach dem Breiten im Querschliff	54
5.30	Grenzschicht nach dem Steigen am oberen Scheitelpunkt	54
5.31	Grenzschicht nach dem Steigen am oberen Scheitelpunkt	54
5.32	Position und Abmessungen der I-Biegeprobe im unverformten Querschnitt	56
5.33	Position und Abmessungen der T-Biegeproben	56
5.34	Position 3-Punkt-Biegeprobe im Verbund nach dem Schmiedeprozess Steigen	57
5.35	Ausschnitt der Entnahmestelle der Biegeproben im Längsschnitt	58
5.36	Position/Abmessungen der 3-Punkt-Biegep. im unverformten Querschnitt	59
5.37	Experimenteller Aufbau der Biegeversuche	59
5.38	Koordinatensysteme der Biegeproben	60
5.39	Biegevorrichtungen mit eingespannter Biegeprobe	60
5.40	Randbedingungen des Simulationsmodells	61
5.41	Spannungsverteilung σ_x an der Grenzschicht	62
5.42	Spannungsverteilung σ_x über die Längskoordinate x	63
5.43	3-Punkt-Biegung für Festigkeitsuntersuchungen	63
5.44	Verwendete Linearführungen zur Realisierung der Loslager	64
5.45	Randbedingungen der Simulation der I-Proben-Biegeversuche	67
5.46	Spannungsverteilung σ_x einer belasteten I-Biegeprobe	68
5.47	Spannungsverteilung σ_x an der Grenzschicht, I-Probe	69
5.48	Spannungsverteilung σ_x über der Probenlänge, I-Probe	69
5.49	Randbedingungen der Simulation der T-Proben-Biegeversuche um die y-Achse	71
5.50	Spannungsverteilung σ_x über der Probenlänge, T-Probe	71

5.51	Spannungsverteilung σ_x einer belasteten 3-Punkt-Biegeprobe	72
5.52	Grenzschichtfestigkeiten nach dem Stauchen	73
5.53	Grenzschichtfestigkeiten nach dem Breiten	74
5.54	Grenzschichtfestigkeiten nach dem Steigen	75
5.55	Zusammenhang Grenzschichtfestigkeit und Grenzschichtdicke	76
6.1	Belastungsvorrichtung Rinnenstauchversuch	78
6.2	Belastungsvorrichtung innerhalb einer 50 kN INSTRON Hydraulik-Prüfmaschine	79
6.3	Position, Abmessungen und Koordinatensystem der Rinnenstauchprobe . . .	79
6.4	Versuchsablauf	80
6.5	Erzielte Grenzschichtdicken für jede untersuchte Parameterkombination . . .	81
6.6	Aufnahme der Grenzschicht für eine Probe der Parameterkombination V3 . .	81
6.7	Exemplarische Grenzschicht nach dem Rinnenstauchen	82
6.8	Schematische Darstellung der Grenzschicht	83
6.9	ε^F und p^Z für verschiedene Stempelgeschwindigkeit	84
6.10	Vergleich der Fragmentlänge und -abstände	84
6.11	ε^F und p^Z für verschiedene Grenzschichtdicken	85
6.12	Aufbau der Simulation des Rinnenstauchversuches	86
6.13	Gegenüberstellung der Grenzschichtgeometrie - Experiment und Simulation	87
6.14	Fließkurven für AZ31	87
6.15	Fließkurven für AA6082	88
6.16	Grenzschichtstreckung λ_{GS} für verschiedene Laststufen	88
6.17	Definition der Profilkordinate s_L und s_R	89
6.18	Grafische Darstellung des Fragmentierungskriteriums	90
6.19	CT-Aufnahme einer Rinnenstauchprobe mit Fragmentierung	91
6.20	Fragmentierung bei Zwischenzuständen	92
6.21	(a) Abmessungen und (b) Entnahme der Bimetall-Zugprobe	93
6.22	Experimenteller Aufbau der Zugversuche mit 3D-Grauwertkorrelation	94
6.23	Bimetall-Zugproben: Grenzschichten verschiedener Dicke	95
6.24	Bimetall-Zugprobe während der Einschnürung	96
6.25	Gemessene Scherverzerrung an der (a) Frontfläche bzw. (b) Seitenfläche . . .	97
6.26	Deformationszustand der Bimetall-Zugprobe nach Bruch	98
6.27	Vergleich der Greenschen Längsdehnung (ARAMIS vs. Querschnittsmaße) .	98
6.28	Randbedingungen der num. Simulation eines Bimetall-Zugversuches	99
6.29	Vergleich der Greenschen Längsdehnung (ARAMIS vs. FEM)	100
7.1	Prinzip der periodischen Randbedingungen	104
7.2	Prinzipskizze des RVE mit allen relevanten Knoten	105
7.3	Randbedingungen der FE-Simulation zur Grenzschichtbeanspruchung	105
7.4	Beispiel für die Folgen einer extrem hohen Federsteifigkeit	106
7.5	Gegenüberstellung verschiedener Zustände	107
7.6	Kontaktdrücke während verschiedener Zustände	108

Tabellenverzeichnis

4.1	Versuchsplan - Zugversuche	26
5.1	Versuchsplan - Gesenkschmieden Stauchen und Breiten	35
5.2	Versuchsplan - Gesenkschmieden Steigen	35
5.3	FE-Simulation Umformung und Eigenspannungsmessung - Materialparameter	41
5.4	Kornstruktur der beiden Grenzschichtphasen	49
5.5	Übersicht - Wärmebehandlung Grenzschichtdicke	55
5.6	Übersicht Mantelwandstärken am oberen Scheitelpunkt in den Steigproben .	57
5.7	Materialparameter der Simulation	62
5.8	Versuchsplan - Stauchen	65
5.9	Versuchsplan - Breiten	65
5.10	Versuchsplan - Steigen	66
5.11	Versuchsplan - Grenzschichtdicke	66
5.12	Positionen (Lager, Grenzschicht & Stempel) für das Stauchen	68
5.13	Korrekturfaktor K_{frSt} für alle Varianten des Stauchens	70
6.1	Versuchsplan - Rinnenstauchversuch	80
6.2	Kritische Streckungen für die Fragmentierung	89
6.3	Vorhergesagte Startpositionen der Fragmentierung in den Zwischenzuständen	93