

TECHNISCHE UNIVERSITÄT
CHEMNITZ

Experimentelle und numerische Untersuchungen von Al-Mg-Verbunden mittels Verbundschmieden

Der Fakultät für Maschinenbau
an der Technischen Universität Chemnitz
zur
Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte

D i s s e r t a t i o n

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Andreas Feuerhack

geboren am 30.12.1979 in Karl-Marx-Stadt

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dipl.-Math. Birgit Awiszus
Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya

Tag der Einreichung: 10. Januar 2014
Tag der mündlichen Prüfung: 23. Mai 2014

„Ein Tag ohne Lächeln ist ein verlorener Tag.“

Charlie Chaplin

Bibliografische Beschreibung

Feuerhack Andreas

Experimentelle und numerische Untersuchungen von Al-Mg-Verbunden mittels Verbundschmieden

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz, Institut für Werkzeugmaschinen und Produktionsprozesse, Professur Virtuelle Fertigungstechnik, Chemnitz, 2014

Schlagworte:

Gesenkschmieden, Aluminium, Magnesium, Verbundschmieden, Al-Mg-Verbund, FEM, Schädigungsmodell, hydrostatisches Strangpressen, exzentrisches hydrostatisches Strangpressen, intermetallische Phasen, β -Al-Mg, γ -Al-Mg

Seitenzahl: 195
Abbildungen: 171
Tabellen: 42
Literaturzitate: 109

Abstract

The presented work describes the extensive studies of the formability of hybrid Al-Mg compounds. These hybrid compounds were produced by a hydrostatic co-extrusion process and can be characterized by an interface consisting of an intermetallic phase. Basis of the studies were experimental analyses of the fundamental forming processes upsetting, spreading and uprising to provide a comprehensive characterization of the formability of such hybrid compounds. Therefore, the development of suitable forging dies, the experimental set-up and the definition of the variation of parameters was carried out. The experimental methods were supported with appropriate numerical methods to analyze the compounds in detail.

In the studies, a load direction dependency of the formability of hybrid Al-Mg compounds, especially related to the intermetallic phases was detected. Due to the microstructure of the intermetallic phases, a primarily preferred damage direction in radial load direction, was determined. The damage to the primary interface occurs by a fragmentation mechanism. Due to diffusion processes a secondary interface along the new contact areas was established. The application of numerical methods showed that the maximum shear stresses and the logarithmic equivalent strains were determined as the significant parameters. Based on these scientific findings a macro-mechanical damage model was developed. By means of this model the critical areas of the interface damage can be visualized in the numerical simulation. Finally, based on the scientific findings optimization strategies were derived. The modification of the sleeve-core ratio and the specific application of eccentricity by a new eccentric hydrostatic co-extrusion process allow the full application of such hybrid Al-Mg compounds in the industry.

Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Formänderungsvermögen von Al-Mg-Verbunden. Diese hybriden Verbunde wurden mittels hydrostatischem Strangpressen hergestellt und sind gekennzeichnet durch eine stoffschlüssige Verbindung basierend auf einer intermetallischen Phase. Basis der Untersuchungen waren die experimentellen Analysen der grundlegenden Hauptumformarten des Schmiedens Stauchen, Breiten und Steigen, um eine umfassende Charakterisierung der Umformbarkeit derartiger hybrider Verbunde zu gewährleisten. Dabei erfolgte die Herleitung von geeigneten Umformgesenken, der Aufbau eines Experimentierfeldes sowie die Definition der Variationsparameter. Die experimentellen Methoden wurden zweckmäßig mit numerischen Methoden ergänzt, um die Problemstellung umfassend zu analysieren.

Bei den Untersuchungen wurde die belastungsabhängige Umformbarkeit der hybriden Al-Mg-Verbunde, insbesondere der intermetallischen Phasen, festgestellt. Aufgrund der Mikrostruktur verfügen die intermetallischen Phasen über eine Vorzugsrichtung, welche eine Schädigung hauptsächlich in radialer Belastungsrichtung aufweist. Die Schädigung der primären Grenzschicht geschieht durch eine Fragmentierung, wobei sich durch Diffusionsprozesse eine sekundäre Grenzschicht entlang der neuen Kontaktstellen bildet. Durch die Anwendung der numerischen Methoden konnten die maximalen Schubspannungen sowie die Vergleichsumformgrade als bedeutsame Einflussgrößen ermittelt werden. Basierend auf diesen Erkenntnissen erfolgte die Herleitung eines makromechanischen Versagenskriteriums, mit dem innerhalb der numerischen Simulation kritische Bereiche der Grenzschichtschädigung ohne experimentelle Versuche dargestellt werden können. Abschließend wurden Optimierungsstrategien auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse abgeleitet. Die Modifikation des Mantel-Kern-Verhältnisses sowie die gezielte Anwendung von Exzentrizitäten bieten die Möglichkeit, anforderungsspezifische maßgeschneiderte hybride Al-Mg-Verbunde zu realisieren.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Professur Virtuelle Fertigungstechnik der TU Chemnitz. Sie war ein Bestandteil des Teilprojektes B3 des Sonderforschungsbereiches SFB 692 – HALS – Hochfeste Aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe für Sicherheitsbauteile. Vielen Dank an die DFG für die finanzielle Unterstützung des Sonderforschungsbereichs 692.

Die bisher erzielten Erkenntnisse mündeten in den Dissertationsschriften von Kai Kittner sowie Thomas Lehmann. Die verfasste Arbeit reiht sich nahtlos in diese Reihe ein.

Danksagung

Der Autor möchte sich bei Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Dipl.-Math. Birgit Awizus sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya herzlich dafür bedanken, dass Sie die vorliegende Dissertationsschrift begutachteten. Insbesondere gilt der Dank der *Doktormutter* Birgit Awizus, der Projektleiterin Dr.-Ing. Carolin Binotsch sowie allen Kollegen für ihre stetige Unterstützung zum Gelingen der verfassten Arbeit.

Hervorheben möchte ich Frau Jeannette Katzenberger, die mich im gemeinsamen Büro über die letzten Jahre so tapfer ertragen hat. Außerdem gebührt mein Dank den Technikern Herrn Matthias Schuffenhauer sowie Herrn Marcel Heuer, da ohne deren Hilfe die experimentellen Untersuchungen nicht so reibungsfrei hätten stattfinden können.

Des Weiteren möchte ich mich bei den Projektpartnern der Professur Festkörpermechanik Frau Carola Kirbach und Herrn PD Dr.-Ing. Martin Stockmann für die hervorragende partnerschaftliche Zusammenarbeit bedanken. Dem Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik (IWW), vertreten durch Frau PD Dr.-Ing. habil. Dipl.-Arch. Dipl.-Ing. Daniela Nickel, Frau Dr. rer. nat. Dagmar Dietrich, Frau Manja Händel sowie den hervorragenden Metallografinnen, gilt mein herzlicher Dank für die metallkundliche Unterstützung, ohne die meine Arbeit nur halb so viel Wert gewesen wäre.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie, meinen Eltern Regina und Eberhard Feuerhack sowie meinen großen Brüdern Thomas Feuerhack, Mathias Marienhagen und ihren Familien. Ihr Rückhalt und ihr Vertrauen haben mich zu dem gemacht, der ich heute bin.

Ich widme diese Arbeit von ganzen Herzen Jana Rößler. Ihr Durchhaltevermögen und ihre stetige Unterstützung in allen, was ich tue, ist ein großer Segen.

Chemnitz, im Mai 2014

Andreas Feuerhack

Inhaltsverzeichnis

Tabellenverzeichnis	iv
Abbildungsverzeichnis	vi
Symbolverzeichnis	x
1 Einleitung	1
1.1 Motivation	2
1.2 Ziel- und Aufgabenstellung	2
2 Stand der Technik	4
2.1 Strangpressverfahren	4
2.2 Gesenkschmieden	10
2.3 Werkstoffe	14
2.3.1 Aluminium	14
2.3.2 Magnesium	16
2.3.3 Hybride Werkstoffverbunde	18
2.4 Numerische Methoden	22
2.4.1 Die Finite-Elemente-Methode	22
2.4.2 Simulation von Werkstoffverbunden	26
2.4.3 Schädigungsmodelle	28
3 Halbzeugherstellung und Weiterverarbeitung von Al-Mg-Verbunden	30
3.1 Halbzeugherstellung Al-Mg-Verbunde	30
3.2 Experimentierstand	31
3.2.1 Umformmaschine	32
3.2.2 Werkzeugtemperierung	32
3.2.3 Messtechnik	32
3.2.4 Schmierstoff	33
3.3 Werkzeugkonzept	33
3.4 Konstruktion der Gesenkeinsätze	35
3.4.1 Gesenk zum Stauchen	35
3.4.2 Gesenk zum Breiten	36
3.4.3 Gesenk zum Steigen	36
3.4.4 Gesenk des SMART-Bodys	37
3.5 Kinematik der Schmiedeprozesse	39
3.6 Analysemethoden	40
3.6.1 Farbeindringprüfung	40
3.6.2 Metallografische Methoden	42
3.7 Beurteilungsschema	42

4	Experimentelle Untersuchungen	44
4.1	Durchführung	44
4.1.1	Präparation der Halbzeuge	44
4.1.2	Vorwärmen der Halbzeuge	46
4.1.3	Versuchsplanung der Schmiedeprozesse	46
4.2	Ergebnisse	48
4.2.1	Stauchen	48
4.2.2	Breiten	51
4.2.3	Steigen	61
4.2.4	SMART-Body	65
4.2.5	Gefügte Halbzeuge	69
4.3	Fazit experimentelle Untersuchungen	71
5	Numerische Untersuchungen	73
5.1	Simulationsystem FORGE2011	73
5.2	Rechnerkonfiguration	74
5.3	Modellbildung der Schmiedeprozesse	74
5.3.1	Werkzeuggeometrie	74
5.3.2	Werkstückgeometrie	74
5.3.3	Werkstoff und -modell	76
5.3.4	Kinematik des Gesenkschmiedens	79
5.3.5	Reibmodell und -koeffizient	80
5.3.6	Wärmetransport	81
5.3.7	Schädigungskriterium	83
5.3.8	Kontaktbedingung Al-Mg-Verbund	83
5.4	Definition von Sensoren	85
5.5	Modellbildung des hydrostatischen Strangpressens	85
5.5.1	Modelltransfer	85
5.5.2	Prozessparameter	86
5.6	Kalibrierung der Schmiedeprozesse	88
5.6.1	Kalibriermerkmale	88
5.6.2	Kalibrierung der Schmiedeprozesse	90
5.7	Kalibrierung des hydrostatischen Strangpressens	94
5.8	Simulationsergebnisse	96
5.8.1	Werkstofffluss- und Geometrieausbildung	96
5.8.2	Analyse numerischer Kenngrößen	101
5.9	Herleitung des Versagenskriteriums	115
5.9.1	Implementierung im FE-System	117
5.9.2	Validierung des Versagenskriteriums	118
5.9.3	Vergleich des Schädigungsmodells von Cockcroft und Latham mit dem selbst entwickelten Versagenskriterium	121
5.10	Fazit numerische Untersuchungen	123
6	Charakterisierung der Umformbarkeit der Al-Mg-Verbunde	125
6.1	Einflussfaktor Gesenk- und Umformtemperatur	125
6.1.1	Einfluss der Gesenktemperatur	125
6.1.2	Einfluss der Umformtemperatur	131
6.2	Einflussfaktor Tribologie	134
6.3	Ausbildung des Magnesiumkerns (Erdnuss-Form)	137

6.4	Schädigungsdarstellung Magnesiumkern	139
6.5	Einflussfaktor Werkstoffdaten	140
6.6	Belastungsabhängiges Formänderungsvermögen mit einer Fragmentierung der intermetallischen Phasen	143
6.6.1	Schädigungsinitiierung	143
6.6.2	Schädigungsfortschritt	146
6.6.3	Fragmentklassifizierung	151
6.6.4	Fragmentverdrehung	153
6.7	Belastungsabhängiges Formänderungsvermögen ohne Fragmentierung der intermetallischen Phasen	155
6.8	Fazit zum Formänderungsvermögen der Al-Mg-Verbunde	156
7	Optimierungsstrategien	159
7.1	Mantel-Kern-Verhältnis	160
7.2	Exzentrischer Magnesiumkern	163
7.3	Exzentrisches hydrostatisches Strangpressen (EHSP)	167
7.4	Kombination Mantel-Kern-Verhältnis und Exzentrizität	173
7.5	Fazit Optimierungsstrategien	175
8	Zusammenfassung und Ausblick	176
8.1	Zusammenfassung	176
8.2	Ausblick	177
	Literatur	179
A	Technische Ausrüstung	187
B	Fließkurven	189
C	Daten und Diagramme	191
D	Metallografische Analysen	194

Tabellenverzeichnis

2.1	Physikalische Eigenschaften; Aluminium	15
2.2	Physikalische Eigenschaften; Magnesium	16
3.1	Geometriekennwerte der Schmiedegesenke	35
3.2	Beurteilungsschema	43
4.1	Versuchsplan Breiten und Stauchen	47
4.2	Versuchsplan Steigen und SMART-Body	48
4.3	Ergebnis Farbeindringprüfung, metallografische Analysen; Stauchen	49
4.4	Ergebnis Farbeindringprüfung; Breiten	52
4.5	Ergebnis metallografische Analysen; Breiten	53
4.6	Ergebnis Farbeindringprüfung, metallografische Analysen; Steigen	62
4.7	Ergebnis Farbeindringprüfung, metallografische Analysen; SMART-Body	67
5.1	FE-Systeme in der Umformtechnik	73
5.2	Rechnerkonfiguration	74
5.3	Übersicht der Elementanzahl beim Breiten	75
5.4	Spittelkoeffiziente AlMgSi1 und AZ31	77
5.5	Kennwerte mechanische Presse	79
5.6	Überblick Kalibriermerkmale	88
5.7	Kalibrierung Stauchen	91
5.8	Kalibrierung Breiten	92
5.9	Kalibrierung Steigen	93
5.10	Kalibrierung SMART-Body	94
5.11	Kalibrierung HSP, Geometrie	95
6.1	Einfluss geometrische Aspekte; Breiten und Stauchen	130
6.2	Einfluss geometrische Aspekte; Steigen und SMART-Body	133
6.3	Einfluss Schmierstoff; Stauchen	135
6.4	Einfluss Schmierstoff; Breiten	136
6.5	Einflussfaktoren auf die Erdnuss-Form	138
6.6	Modifizierte Werkstoffdaten	142
7.1	Mantel-Kern-Verhältnis, massebasierend	161
7.2	Mantel-Kern-Verhältnis, flächenbasierend	161
7.3	Auswertung Mantel-Kern-Verhältnis	163
7.4	Exzentrizitäten; Pressbolzen, Strangpressen	164
7.5	Exzentrizitäten; Halbzeug, Steigen	165
7.6	Exzentrizitäten beim Steigen	166
7.7	$\Delta\varphi_{zz}$, EHSP, Bereich s_{min}	171
7.8	$\Delta\varphi_{zz}$, EHSP, Bereich s_{max}	171
7.9	$\Delta\tau_{max}$, EHSP, Bereich s_{min}	172

7.10 $\Delta\tau_{\max}$, EHSP, Bereich s_{\max}	172
C.1 Kalibrierung Stauchen; Variation	192
C.2 Kalibrierung Breiten; Variation	193
C.3 Kalibrierung Steigen; Variation	193
C.4 Kalibrierung SMART-Body; Variation	193

Abbildungsverzeichnis

1.1	Aktionsstränge SFB 692 – HALS	1
1.2	Strukturaufbau	3
2.1	Einteilung des Strangpressens nach DIN	4
2.2	Übersicht Strangpressverfahren	5
2.3	Strangpressprofile aus Aluminium	6
2.4	Gefügedarstellung HSP, AZ31	7
2.5	Matrizeneinfluss HSP	9
2.6	Einteilung des Gesenkschmiedens nach DIN	10
2.7	Grundbeanspruchungsarten beim Schmieden	11
2.8	Datentransfer, Simulationskopplung	13
2.9	Magnesiumkristall	16
2.10	hdp-Gitterstruktur von Magnesium	17
2.11	Kikuchimuster IQ-Map, EBSD Phasen-Map	19
2.12	Verfahrenskette Herstellung eines hybriden Bauteils	21
2.13	Verbundschmieden AW 6060/Stahl	21
2.14	Ablaufphasen der FEM	23
2.15	Auswertungsstruktur der FEM	25
2.16	Strangaustritt bei verschiedenen Pressverhältnissen	27
2.17	Schädigung beim Verbundstrangpressen	27
3.1	Prinzip des hydrostatischen Strangpressens	30
3.2	Strangpressanlage der Fa. CEP	31
3.3	Experimentierstand	31
3.4	CAD-Darstellung SMART-Body	34
3.5	Gesenk zum Stauchen	36
3.6	Gesenk zum Steigen	37
3.7	Gesenk zum Steigen; Querschnitte	37
3.8	Gesenk SMART-Bodys	38
3.9	Gesenk für SMART-Body; Querschnitte	38
3.10	Gesenk Masseverteilung	39
3.11	Kinematik beim Stauchen	39
3.12	Kinematik der Grundbeanspruchungsarten	40
3.13	Prinzip der Farbeindringprüfung	41
4.1	Probengeometrie Stauchen, Breiten, Steigen	45
4.2	Probengeometrie SMART-Body	45
4.3	Schmiedeprozess Stauchen	49
4.4	Schematische Querschnittsdarstellung; Stauchen	50
4.5	Metallografische Aufnahmen; Stauchen	50
4.6	Schmiedeprozess Breiten	52
4.7	Grenzschichtfragmentierung beim Breiten	53

4.8	Grenzschichtfragmentierung beim Breiten	54
4.9	Herleitung der Grenzschichtdarstellung	54
4.10	Fragmentdefinition	55
4.11	Schematische Längsschnittsdarstellung; Breiten	56
4.12	Metallografische Aufnahmen; Breiten	57
4.13	Schematische Querschnittsdarstellung; Breiten	58
4.14	Metallografische Aufnahmen; Breiten	58
4.15	Erdnuss-Form, $s_u = 10,0$ mm	60
4.16	Erdnuss-Form, $s_u = 14,0$ mm	60
4.17	Stirnseitige Schädigung beim Breiten	60
4.18	Schmiedeprozess Steigen	61
4.19	Schmiedeprozess Steigen, Schnittebenen	62
4.20	Schematische Querschnittsdarstellung; Steigen	63
4.21	Metallografische Aufnahmen; Steigen	64
4.22	Schmiedeprozess SMART-Body	65
4.23	Schmiedeprozess SMART-Body; Stirnseite	66
4.24	Schmiedeprozess SMART-Body, Schnittebenen	67
4.25	Schematische Querschnittsdarstellung; SMART-Body	68
4.26	Metallografische Aufnahmen; SMART-Body	68
4.27	Stauchern, gefügtes Halbzeug	70
4.28	Breiten, gefügtes Halbzeug	70
5.1	Elementtyp Tetraeder	75
5.2	Fließkurven AlMgSi1 und AZ31	77
5.3	Mechanische Presse; Stößelhub	79
5.4	Mechanische Presse; Stößelgeschwindigkeit	80
5.5	Wärmetransport	82
5.6	Vernetzungsboxen beim hydrostatischen Strangpressen	86
5.7	Numerisches Modell; Strangpressen	87
5.8	Kalibriermerkmale der Grundbeanspruchungsarten	89
5.9	Kalibrierung Presskraft Stauchern	91
5.10	Kalibrierung Presskraft Breiten	92
5.11	Kalibrierung Presskraft Steigen	93
5.12	Kalibrierung Presskraft SMART-Body	94
5.13	Kalibrierung HSP	95
5.14	Geometrieausbildung; Stauchern	96
5.15	Geometrieausbildung Stauchern; Querschnitt	97
5.16	Geometrieausbildung; Breiten	97
5.17	Geometrieausbildung Breiten; Querschnitt	98
5.18	Geometrieausbildung; Steigen	99
5.19	Geometrieausbildung Steigen; Querschnitt	99
5.20	Geometrieausbildung; SMART-Body	100
5.21	Geometrieausbildung SMART-Body; Querschnitt	100
5.22	Sensoren Stauchern	103
5.23	φ_v beim Stauchern; Querschnitt	103
5.24	rel. Grenzschichtlänge $l_{G,rel}$; Stauchern	104
5.25	Maximale Schubspannung; Stauchern	104
5.26	Hydrostatische Druck; Vergleich Stauchern und Breiten	105

5.27	Sensoren Breiten	106
5.28	φ_v beim Breiten; Querschnitt	106
5.29	rel. Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ Breiten; Querschnitt	108
5.30	φ_v beim Breiten; Längsschnitt	108
5.31	rel. Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ Breiten; Längsschnitt	109
5.32	Maximale Schubspannung; Breiten	110
5.33	Sensoren Steigen	111
5.34	φ_v beim Steigen; Querschnitt	111
5.35	rel. Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ Steigen; Querschnitt	112
5.36	φ_v beim Steigen; Längsschnitt	113
5.37	rel. Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ Steigen; Längsschnitt	113
5.38	Maximale Schubspannung; Steigen	114
5.39	Hydrostatische Druck; Steigen	115
5.40	Schädigungsvisualisierung	117
5.41	Schädigungskennwertdarstellung Stauchen	118
5.42	Schädigungskennwertdarstellung Breiten	119
5.43	Schädigungskennwertdarstellung Steigen	120
5.44	Versagenskriterium beim HSP	121
5.45	Vergleich Schädigungsmodell/Versagenskriterium	122
6.1	Einfluss Gesenktemperatur Presskraft; Stauchen	126
6.2	Einfluss Gesenktemperatur Presskraft; Breiten	126
6.3	Einfluss Gesenktemperatur Schubspannung; Stauchen	127
6.4	REM-Aufnahme; Stauchen	127
6.5	Einfluss Gesenktemperatur Schädigungskennwert; Stauchen	128
6.6	Einfluss Gesenktemperatur, Versagenskriterium, Metallografie; Stauchen	128
6.7	Einfluss Gesenktemperatur, Versagenskriterium; Breiten	129
6.8	Einfluss Gesenktemperatur, Versagenskriterium, Metallografie; Breiten	129
6.9	Einfluss Umformtemperatur Presskraft; Steigen	131
6.10	Einfluss Umformtemperatur Presskraft; SMART-Body	131
6.11	Einflussfaktor Umformtemperatur, Versagenskriterium; Steigen	132
6.12	Einfluss Umformtemperatur, Versagenskriterium; SMART-Body	132
6.13	Einfluss Gesenktemperatur, Versagenskriterium, Metallografie; Breiten	133
6.14	Einfluss Schmierstoff; Stauchen	135
6.15	Einfluss Schmierstoff; Breiten	136
6.16	Erdnuss-Form, Magnesiumkern	137
6.17	Stirnseitige Schädigung; Breiten	139
6.18	Stirnseitige Schädigung Magnesium; Vergleich Schädigungsmodelle	139
6.19	Fließkurvenmodifikation; AZ31	141
6.20	Fließkurvenmodifikation; AlMgSi1	141
6.21	Vergleich Standardwerkstoffdaten, angepasste Werkstoffdaten	142
6.22	Stufensetzversuch zur Ermittlung der Schädigungsinitiierung	144
6.23	Rissinitiierung; mittig	144
6.24	Gefügedarstellung; intermetallische Phasen	145
6.25	REM-Aufnahme, Schädigungsinitiierung	146
6.26	Schädigungsfortschritt; mittig	147
6.27	Verschweißung, sekundäre Grenzschicht	148
6.28	Phasendiagramm Magnesium-Aluminium	149

6.29	Schädigungsfortschritt; Übergangsbereich	150
6.30	Schädigungsfortschrittes; Übersicht	151
6.31	Klassifizierung; Breiten $s_u = 14$ mm	152
6.32	Fragmentverdrehung	153
6.33	Fragmentverdrehung; Verdrehwinkel	154
6.34	Fragmentverdrehung; Beispiel	154
6.35	Fragmentverdrehung; Fließspannungsverhältnis	155
6.36	Schädigungsfreie Umformbarkeit; Stauchen	156
6.37	Pancake-Struktur	156
7.1	Ansatz Mantel-Kern-Verhältnis, Ansatz Exzentrizität	159
7.2	Steigen, kritischer Bereich	160
7.3	Vergleich Standardquerschnitt und Mantel-Kern-Verhältnis	160
7.4	Versagenskriterium beim Mantel-Kern-Verhältnis	162
7.5	Überblick Mantel-Kern-Verhältnis, Simulation	162
7.6	Vergleich Standardquerschnitt und Exzentrizität	164
7.7	Kenngößen s_{Rippe} und s_{Boden}	165
7.8	Darstellung Ausgangs- und Endzustand ohne sowie mit max. Exzentrizität	165
7.9	Versagenskriterium bei exzentrischer Kernverlagerung	166
7.10	Ergebnisübersicht, Exzentrizitäten	167
7.11	Pressbolzengeometrie, exzentrisch	168
7.12	Prinzip EHSP	168
7.13	Auswirkung des Drehmoments beim EHSP	169
7.14	Längs- und Querschnitt, Strang, EHSP	169
7.15	Sensoren beim Strangpressen	170
7.16	Schubspannung, EHSP, $E_{Exz} = 0,5$	172
7.17	Kombination Mantel-Kern-Verhältnis mit Exzentrizität	174
7.18	Kombination Mantel-Kern-Verhältnis mit Exzentrizität	174
8.1	Wärmebehandlung beim hybriden Verbundschmieden	178
B.1	Fließkurven AZ31; Temperaturabhängigkeit	189
B.2	Fließkurven AZ31; Geschwindigkeitsabhängigkeit	189
B.3	Fließkurven AlMgSi1; Temperaturabhängigkeit	190
B.4	Fließkurven AlMgSi1; Geschwindigkeitsabhängigkeit	190
C.1	Kalibrierung Presskraft Stauchen; Variation	191
C.2	Kalibrierung Presskraft Breiten; Variation	191
C.3	Kalibrierung Presskraft Steigen; Variation	192
C.4	Kalibrierung Presskraft SMART-Body; Variation	192
D.1	Metallografische Aufnahmen; Steigen	194
D.2	Metallografische Aufnahmen; SMART-Body	194

Symbolverzeichnis

Begriffe

1.2344	-	Werkzeugstahl X40CrMoV5-1
3.2315	-	Aluminiumknetlegierung AlMgSi1
3.5312	-	Magnesiumknetlegierung AZ31
a. log.	-	axial logarithmisch
Al	-	Aluminium
AlMgSi1	-	Aluminiumknetlegierung
ASTM	-	American Society for Testing and Materials
AW-6082	-	Aluminiumknetlegierung AlMgSi1
AZ31	-	Magnesiumknetlegierung
CAD	-	Computer Aided Design
CEMEF	-	Forschungszentrum Centre de Mise en Forme des Matériaux
DFG	-	Deutsche ForschungsGemeinschaft
DIN	-	Deutsches Institut für Normung e.V.
EBS	-	Electron BackScatter Diffraction
EDX	-	Energy Dispersive X-ray
EHSP	-	Exzentrisches Hydrostatisches StrangPressen
FE-System	-	Finite-Elemente System
FEM	-	Finite Elemente Methode
HALS	-	Hochfeste Aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe f. Sicherheitsbauteile
hdp	-	hexagonaldichteste Packung
HSP	-	Hydrostatisches StrangPressen
IFUM	-	Institut f. Umformtechnik u. Umformmaschinen, Universität Hannover

IPF-Map	-	Gefügeanalyse, Inverse Pole Figure-Map
IQ-Map	-	Gefügeanalyse, Image Quality-Map
IWP	-	Institut für Werkzeugmaschinen und Produktionsprozesse
IWW	-	Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik
Mg	-	Magnesium
MgAl ₃ Zn	-	Magnesiumknetlegierung AZ31
OTF	-	Professur Oberflächentechnik/Funktionswerkstoffe
SFB	-	Sonderforschungsbereich
Sim.	-	Simulation
SMART	-	Stauhen, MAsseverteilung, bReiten, sTeigen
STL	-	Surface Tesellation Language
USGS	-	U.S. Geological Survey
ViF	-	Professur Virtuelle Fertigungstechnik

Formelzeichen

A	-	Werkstoffspezifische Konstante
A _{Al}	mm ²	Aluminiumfläche
A _{gesamt}	mm ²	Strangquerschnittsfläche
A _i	-	Kennzeichnung, Mantel-Kern-Verhältnis auf Fläche bezogen
A _K	m ²	Kontaktfläche
A _{Mg}	mm ²	Magnesiumfläche
b _{Gbl}	mm	Gratbahnlänge
B _{S,G}	mm	SMART-Body, Gesamtbreite inklusive Grat nach Umformung
B _{St,m}	mm	Steigen, Gesamtbreite inklusive Grat
C	-	IFUM Reibmodell, Konstante
D	-	Dämpfungsmatrix
d _{Al, außen}	mm	Außendurchmesser Aluminium
D _F	µm	Grenzschichtdicke
D _i	-	Kennzeichnung, Mantel-Kern-Verhältnis auf das Gewicht bezogen

Symbolverzeichnis

$D_{\text{krit.}}$	-	kritischer Schädigungswert
d_{Mg}	mm	Kerndurchmesser Magnesium
$d_{\text{R},1}$	mm	Breiten, Probendicke mittig nach Umformung
$df_{\text{Neubildung}}$	mm^3	Poreneubildung
df_{Wachstum}	mm^3	Porenwachstum
E_{Exz,D_i}	-	Kombination Exzentrizität und Gewichtsreduktion
E_{Exz}	-	Exzentrizität
E_i	-	Schnittebenen mit Index
f	mm^3	Porenvolumen
F_{P}	kN	Presskraft
F^t	-	äußerer Kraftvektor
$G_{\text{A},1}$	mm	Stauhen, Grathöhe nach Umformung
$G_{\text{S},1}$	mm	SMART-Body, Gratstärke nach Umformung
$G_{\text{St},1}$	mm	Steigen, Gratstärke nach Umformung
$H_{\text{A},1}$	mm	Stauhen, Probenhöhe nach Umformung
h_{R}	mm	Rippenhöhe
$H_{\text{St},1}$	mm	Steigen, Probenhöhe nach Umformung
I_i	-	Invariante
I^t	-	innerer Kraftvektor
K	-	Gesamtsteifigkeitsmatrix
k	-	Schubfließgrenze
k_{f}	MPa	Fließspannung
K_{p}	-	Werkstoffeigenschaft, viskoplastische Reibmodell
$l_{\text{ele.}}$	mm	Elementkantenlänge
L_{F}	μm	Fragmentlänge
$l_{\text{G,rel.}}$	mm	relative Grenzsichtlänge
L_{Probe}	mm	Länge der Probengeometrie
$L_{\text{R},m}$	mm	Breiten, Probenlänge mittig nach Umformung
$L_{\text{S,G}}$	mm	SMART-Body, Gesamtlänge inklusive Grat nach Umformung
$L_{\text{St},m}$	mm	Steigen, Probenlänge nach Umformung

Symbolverzeichnis

M	-	Massenmatrix
m	-	Reibfaktor nach Tresca
m_i	-	Spittel-Koeffizienten
n	min^{-1}	Umdrehungsgeschwindigkeit, mech. Presse
p	-	Sensitivitätsfaktor, viskoplastische Reibmodell
\dot{Q}	$\text{kg m}^2/\text{s}$	Wärmestrom
Q_i	W	Wärmeleitung, -strahlung, -übergang
R	mm	Kurbelradius, mech. Presse
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze
r_{RK}	mm	Rippenkopfradien
S_{Ai}	-	Sensor im Längsschnitt, Index i entspricht Position
s_{Al}	mm	Wandstärke des Aluminiummantels
s_{Boden}	mm	Rippenbodenstärke
s_{Grat}	mm	Gratspalt
S_i	-	Sensor, Index i entspricht Position
$S_{m,n}$	-	Koeffizientenmatrix des Spannungstensors
s_{max}	mm	maximale Wandstärke des Aluminiummantels
s_{min}	mm	minimale Wandstärke des Aluminiummantels
$s_{Q,m}$	mm	Referenzwert, Erdnuss-Form, Mitte
$s_{Q,r}$	mm	Referenzwert, Erdnuss-Form, Rand
s_{Rippe}	mm	Rippenwandstärke
S_{Ri}	-	Sensor im Querschnitt, Index i entspricht Position
s_R	mm	Rippenbreite
s_u	mm	Umformweg
T	°C	Temperatur
t	s	Zeit
T_{Gesenk}	°C	Gesenktemperatur
T_{Umform}	°C	Umformtemperatur
U^t	-	Verschiebungsvektor

v_{Press}	mm/s	Pressgeschwindigkeit beim HSP bzw. EHSP
v_p	-	Relativgeschwindigkeit, viskoplastische Reibmodell
$v_{\text{rel.}}$	m/s	Relativgeschwindigkeit

Griechische Buchstaben

α	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient
α_F	°	Verdrehwinkel der Fragmente
α_f	-	Reibkoeffizient, viskoplastische Reibmodell
$\beta\text{-Al-Mg}$	-	intermetallische Phase
ε	-	Emissionsgrad
$\gamma\text{-Al-Mg}$	-	intermetallische Phase
λ	-	Schubstangenverhältnis, mech. Presse
λ_R	-	Pressverhältnis beim Strangpressen
λ_W	W	Wärmeleitfähigkeit
μ	-	Reibkoeffizient
ω	rad s ⁻¹	Winkelgeschwindigkeit
σ	W/m ² K ⁴	Stefan-Boltzmann-Konstante
$\dot{\varphi}$	s ⁻¹	Umformgeschwindigkeit
φ	-	Umformgrad
φ_B	-	Umformgrad in Breitenrichtung
φ_H	-	Umformgrad in Stauchrichtung
φ_L	-	Umformgrad in Längsrichtung
φ_v	-	Vergleichsumformgrad
$\varphi_{v,a}$	-	Vergleichsumformgrad, analytisch
φ_{zz}	-	logarithmische Dehnung in Strangpressrichtung
σ_1	MPa	1. Hauptspannung
σ_2	MPa	2. Hauptspannung
σ_3	MPa	3. Hauptspannung
σ_m	MPa	mittlere Spannung

Symbolverzeichnis

σ_N	MPa	Normalspannung
σ_v	MPa	Vergleichsspannung
τ_R	MPa	Reibschubspannung
τ_{\max}	MPa	maximale Schubspannung

1 Einleitung

Im Rahmen des Sonderforschungsbereichs (SFB) 692 – HALS – **Hochfeste Aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe für Sicherheitsbauteile** werden neuartige auf Aluminium und Magnesium basierende Leichtbauwerkstoffe hinsichtlich ihrer Eigenschaften und spezifischen Charakteristika sowie deren Einsatz für sicherheitsrelevante Bauteile untersucht. Das Ziel des SFB 692 ist es, die komplette Prozesskette zur Herstellung solcher sicherheitsrelevanter Strukturen mithilfe der Leichtbauwerkstoffe vollständig abzubilden und deren Zuverlässigkeit über den gesamten Produktlebenszyklus zu gewährleisten. Dafür werden drei Aktionsstränge verfolgt, welche im Wesentlichen durch die Entwicklung neuer hochfester Aluminiumknetlegierungen, der Herstellung von Aluminiummatrixverbunden sowie der Herstellung und Charakterisierung von Al-Mg-Verbunden gekennzeichnet sind, vgl. Abb. 1.1 [81].

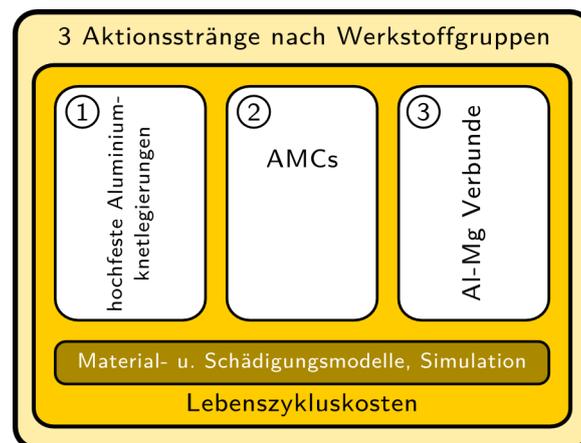


Abb. 1.1: Übersicht der drei Aktionsstränge des SFB 692 – HALS nach [81]

Der Aktionsstrang Nummer drei, Al-Mg-Verbunde, bildet für die vorliegende Arbeit die Basis und Motivation der wissenschaftlichen Analyse. Der neuartige Al-Mg-Verbund vereint die Korrosionsbeständigkeit des Aluminiums mit den verbesserten Leichtbaueigenschaften des Magnesiums (Dichtevergleich; $\text{Mg } 1,74 \text{ g/cm}^3 < \text{Al } 2,70 \text{ g/cm}^3$). Das Aluminium umschließt dabei den Magnesiumkern, schützt das Magnesium zuverlässig vor Korrosion und durch die Integration des Magnesiumkerns reduziert sich erheblich die Gesamtmasse der Bauteile, was dem Konzept des Leichtbauprinzips entspricht. Der Al-Mg-Verbund wird mittels hydrostatischen Strangpressens (HSP) hergestellt und diese hybriden Halbzeuge dienen als Basis für die experimentellen und numerischen Untersuchungen für die Gesenkschmiedeprozesse.

1.1 Motivation

Ressourcen jeglicher Art stehen im Mittelpunkt aller ökonomischen, ökologischen, politischen und gesellschaftlichen Handlungen. Schwerpunkt dabei ist die Beschaffung der entsprechenden Ressource, die Wandlung in Güter, deren Veredelung, dem Konsum und idealerweise der Wiederaufbereitung in Form von Recycling. Die Metallindustrie muss sich in dieser Wertschöpfungskette mehreren Herausforderungen stellen. Einerseits sind die Ressourcen Energie und Rohstoffe global ungleich verteilt, in ihrer Gewinnung kostenintensiv, oftmals auch ökologisch fragwürdig und unterliegen politischen Rahmenbedingungen. Andererseits müssen diese Ressourcen dann zweckmäßig mit den vorhandenen Technologien verwertet werden, um daraus den bestmöglichen Nutzen zu erzielen.

Daraus ergeben sich die Ziele einer ressourcenschonenden Produktion durch eine energieeffiziente Produktionstechnologie und der Verwendung neuer und innovativer Werkstoffe. Die Verwendung von hybriden Werkstoffen, in diesem Sinne der Al-Mg-Verbunde, verfolgt erfolgreich das Konzept des konsequenten Leichtbaus. Insbesondere in der Automobil- und Luftfahrtindustrie wird stets das Ziel angestrebt, das Produkt so leicht wie möglich und nötig, bei gleichzeitiger Kosteneffektivität und Erfüllung der Sicherheitsanforderungen, zu fertigen.

Die hybriden Al-Mg-Verbunde verfügen über das Potenzial, sich in der industriellen Anwendung durchzusetzen. Die Herstellung solcher Verbunde mittels hydrostatischen Strangpressens wurde in verschiedenen Veröffentlichungen im Rahmen des SFB 692 bereits publiziert [7, 57–63]. Die Analysen der Al-Mg-Stränge hinsichtlich der weiteren Umformbarkeit derartiger Halbzeuge ist der konsequente sowie logische Schritt und bildet den Schwerpunkt dieser Arbeit. Dabei wird methodisch, systematisch durch experimentelle sowie numerische Methoden die Umformbarkeit der Al-Mg-Verbunde gezielt untersucht.

1.2 Ziel- und Aufgabenstellung

Aus der Motivation zur energieeffizienten Produktion sowie der konsequenten Anwendung von Leichtbauprinzipien lässt sich folgendes übergeordnetes Ziel definieren und die daraus zu lösenden Aufgaben ableiten:

- Das grundlegende Ziel ist die Analyse des Formänderungsvermögens von hybriden Al-Mg-Verbunden.
- Die notwendigen Umformwerkzeuge werden prozessspezifisch entwickelt, konstruiert und gefertigt.
- Es folgt eine systematische Analyse der Grundbeanspruchungsarten des Schmiedens (Stauchen, Breiten, Steigen) mittels Anwendung von experimentellen und numerischen Methoden.
- Die wesentlichen Einflussfaktoren werden ermittelt, charakterisiert und deren Bedeutung bezüglich des Formänderungsvermögens der hybriden Al-Mg-Verbunde bestimmt.

1.2 Ziel- und Aufgabenstellung

- Die Eigenschaften der intermetallischen Phasen werden nach erfolgter Umformung untersucht und charakterisiert.
- Auf Basis des numerischen Modells werden Strategien zur Beurteilung des Grenzschichtverhaltens entwickelt.
- Basierend auf den erzielten Erkenntnissen erfolgt die Ableitung von Optimierungsstrategien für den Einsatz von hybriden Al-Mg-Verbunden in Leichtbaukonzepten.

Ausgehend von diesem Ziel und den Aufgaben leitet sich die folgende Struktur dieser Arbeit ab. Nach der kurzen Einleitung im Kapitel 1 wird im Kapitel 2 der aktuelle Stand der Technik aufbereitet. Dabei liegt der Fokus auf den wissenschaftlichen Erkenntnissen hinsichtlich der Herstellungsverfahren Strangpressen und Gesenkschmieden.

Des Weiteren erfolgt die Beschreibung der Werkstoffe (Grundwerkstoffe, hybride Verbunde), ihrer Eigenschaften sowie deren Verwendung im industriellen Maßstab. Aus dem Stand der Technik leitet sich im Anschluss direkt im Kapitel 3 die Darlegung der angewendeten Verfahren des hydrostatischen Strangpressens sowie des Gesenkschmiedens ab. Dabei werden die elementaren Prinzipien aufgezeigt, um das grundlegende Prozessverständnis zu verdeutlichen.

Im Kapitel 4 und 5 erfolgt die Beschreibung der experimentellen und numerischen Methoden zur Untersuchung der Umformbarkeit der Al-Mg-Verbunde. Insbesondere die Experimente sowie die Modellierung des Gesenkschmiedens im FE-System werden detailliert untersucht. Ausgehend von dieser Basis werden anschließend im Kapitel 6 die einzelnen Einflussfaktoren analysiert und beurteilt.

Abschließend wird im Kapitel 7 ein Überblick über die Optimierungsstrategien gegeben, welche sich aus den durchgeführten Analysen abgeleitet haben. In Abbildung 1.2 ist zum besseren Verständnis der strukturelle Aufbau grafisch dargestellt.

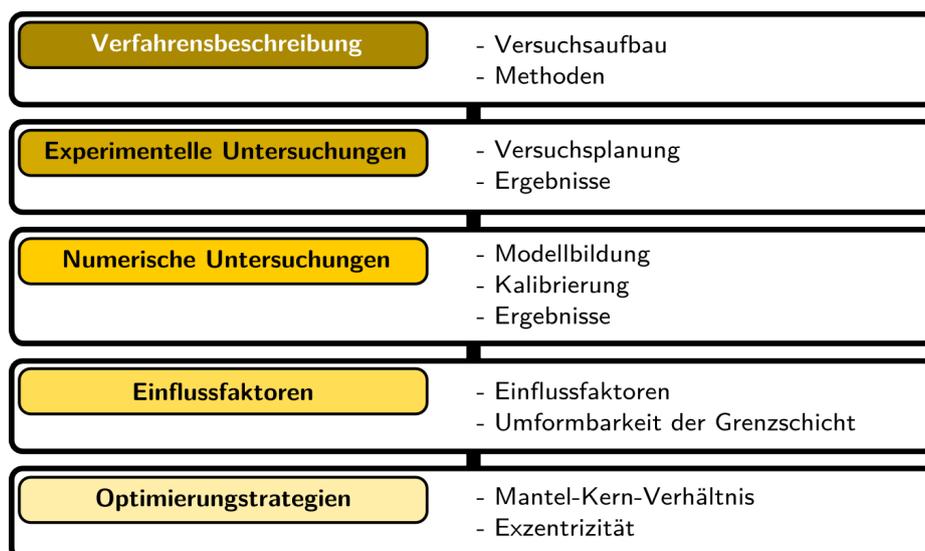


Abb. 1.2: Struktureller Aufbau der verfassten Arbeit

2 Stand der Technik

In diesem Kapitel erfolgt die Analyse der wissenschaftlichen der Methoden sowie der Erkenntnisse bezüglich des Strangpressens und Gesenkschmiedens, insbesondere im Zusammenhang mit den Werkstoffen Aluminium und Magnesium. Dabei wird Bezug genommen auf die wesentlichen Untersuchungsschwerpunkte der wissenschaftlichen Studien sowie die Darstellung der wichtigsten Untersuchungsmethoden. Des Weiteren erfolgt eine Beschreibung der Werkstoffe Aluminium, Magnesium und hybride Verbunde hinsichtlich der wirtschaftlichen Bedeutung und des wissenschaftlichen Interesses.

2.1 Strangpressverfahren

Nach der Einteilungsstruktur von DIN 8582 wird das Strangpressen zur DIN 8583, Verfahren des Durchdrückens, zugeordnet, siehe Abb. 2.1.

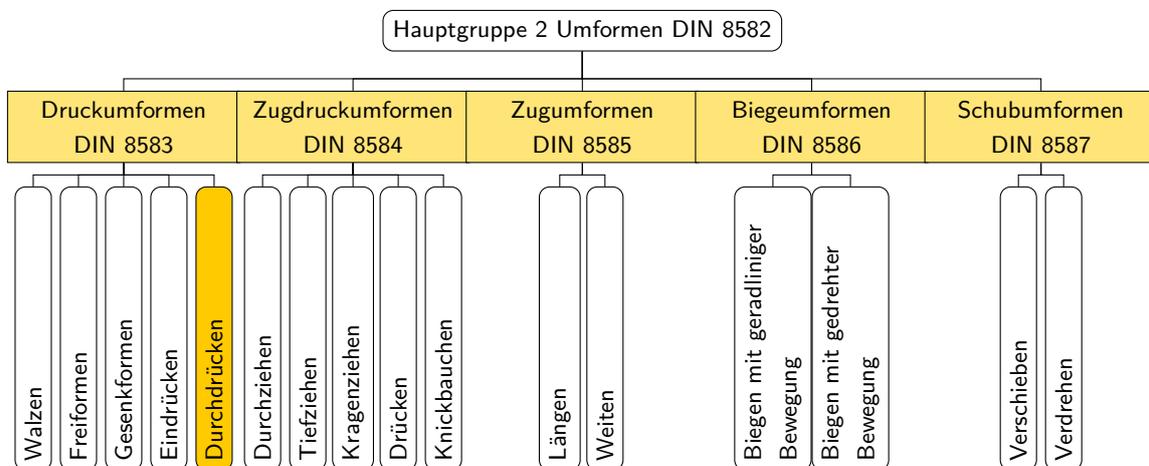


Abb. 2.1: Einteilung des Strangpressens nach DIN [26, 27]

Das Verfahren des Strangpressens gehört technologisch gesehen zum Fließpressen, jedoch unterscheiden sich die Verfahren im Maschinen- und Werkzeugkonzept sowie dem Erzeugnispektrum. Beim Fließpressen werden sowohl Halbzeuge als auch Einzelbauteile hergestellt. Das Strangpressen wird hauptsächlich dafür verwendet, um Halbzeuge in Form von langen Strängen mit unterschiedlichen Querschnitten herzustellen. Die Einteilung des Strangpressens erfolgt in die drei Verfahrensprinzipien:

- direktes Strangpressen – Werkstofffluss parallel zum Stempel, vgl. Abb. 2.2(a)

2.1 Strangpressverfahren

- indirektes Strangpressen – Werkstofffluss entgegen, aber parallel zum Stempel, Abb. siehe 2.3(b)
- hydrostatisches Strangpressen – Verwendung eines Druckmediums, Werkstofffluss parallel zum Stempel, vgl. Abb. 2.3(c)

Diese drei Prinzipien unterscheiden sich hauptsächlich in der Kinematik sowie dem Werkstofffluss und weisen prozessspezifische Vor- und Nachteile auf. Weiterführende Informationen zu den Verfahren finden sich detailliert bei Bauser u. a. [13], Lange und Liewald [68] sowie Ostermann [85].

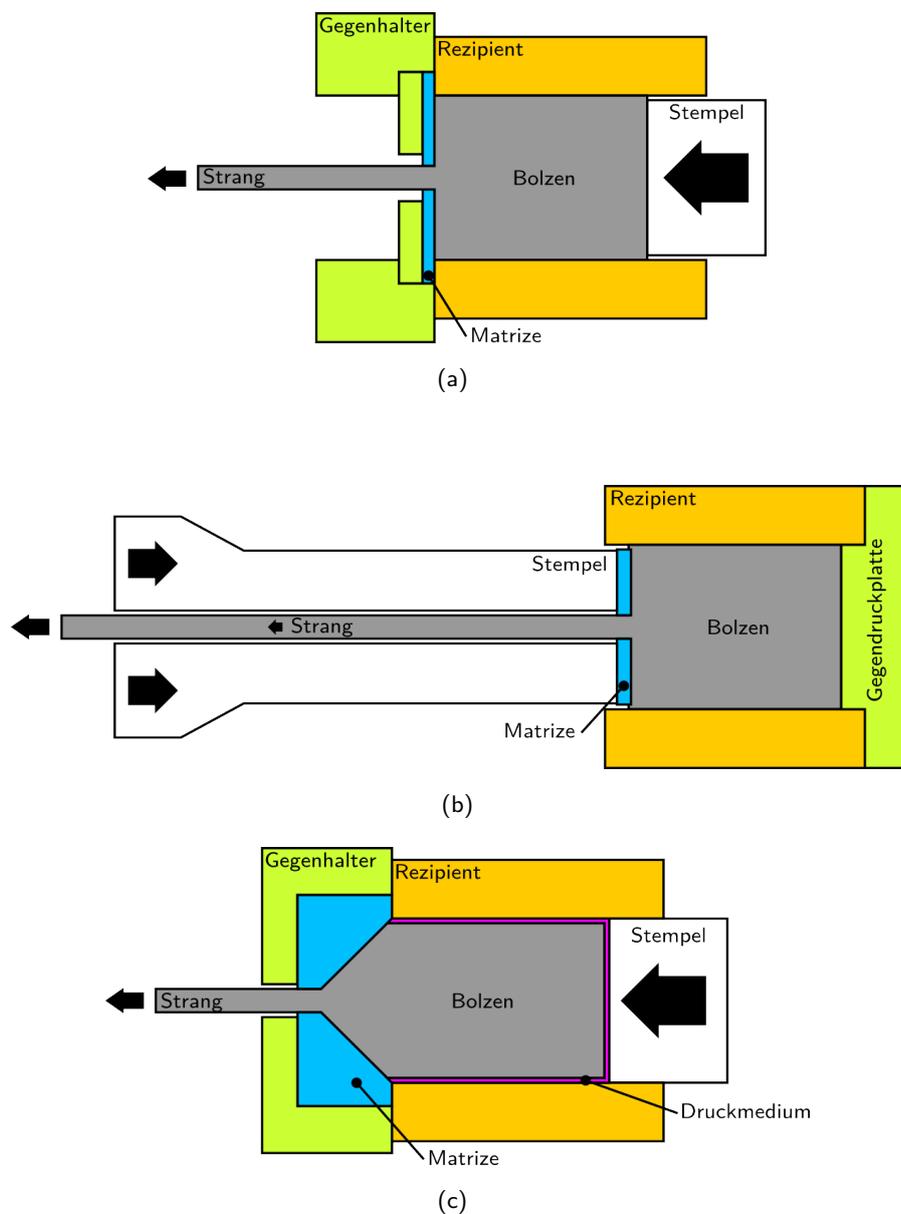


Abb. 2.2: Darstellung der verschiedenen Strangpressverfahren nach Ostermann [85], (a) direktes Strangpressen, (b) indirektes Strangpressen, (c) hydrostatisches Strangpressen

2.1 Strangpressverfahren

Die Publikationen im Bereich des Strangpressens sind sehr umfangreich und vielfältig. Daher werden im Folgenden exemplarisch Veröffentlichungen erörtert, die einen direkten Bezug hinsichtlich der eingesetzten Werkstoffe und des Strangpressverfahrens besitzen sowie das Verfahrensspektrum abdecken. Eine Vielzahl von wissenschaftlichen Studien untersuchten die technologischen Prozesscharakteristika der verschiedenen Strangpressverfahren für Aluminium und Magnesium.

Ben Khalifa u. a. [20] geben einen detaillierten Überblick über die Strangpressverfahren im Bezug zum Leichtbau und deren ressourcenschonende Anwendung im industriellen Einsatz. Das Ziel der Forschungstätigkeit war es, die Einschmelzprozesse (54 MJ) für Aluminium einzusparen bzw. gänzlich zu vermeiden, um somit dem Gedanken der Ressourcenschonung Rechnung zu tragen. Die Abbildung 2.3 verdeutlicht das Produktspektrum, welches sich durch das Strangpressen von Leichtbauwerkstoffen erzielt lässt.

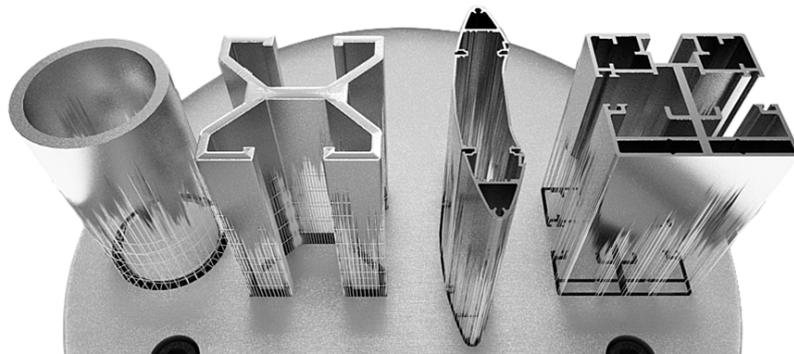


Abb. 2.3: Strangpressprofile aus Aluminium der Fa. Alumati [82]

Die Arbeit von Güley u. a. [49] umfasste das Strangpressen von Aluminiumprofilen mit dem Fokus auf der ressourcenschonenden Nutzung von Aluminiumschrott als Ausgangsmaterial für die Bolzenfertigung. Die Prozessrandbedingungen Pressverhältnis, Umformtemperatur sowie Werkstofffluss besitzen einen signifikanten Einfluss bezüglich des resultierenden Profils. Durch die Erhöhung des Pressverhältnisses und der Umformtemperatur konnte die Verschweißung der Aluminiumspäne verbessert werden, was zu optimierten mechanischen Eigenschaften der Aluminiumprofile führte.

Die Umformung von Magnesiumknetlegierungen der Serie AZ mittels hydrostatischen Strangpressens wurde ausführlich von Swiostek u. a. [104], [105] beschrieben. Magnesium ist aufgrund seiner Gitterstruktur (hcp) hinsichtlich seines Formänderungsvermögens limitiert. Bei konventionellen Strangpressenverfahren (direkt, indirekt) sind der Strangpressgeschwindigkeit enge Grenzen gesetzt, da durch die erhöhte Umformwärme Heißrisse auf der Oberfläche auftreten können. Durch die Verwendung des hydrostatischen Strangpressens konnte die Umformtemperatur (100 °C) signifikant gesenkt werden bei gleichzeitiger Erhöhung der Umformgeschwindigkeit (Faktor 4), was die Eigenschaften (Minimierung Zug-Druck-Anisotropie, Gefügestruktur, keine Heißrisse) der Magnesiumprofile im Vergleich zum konventionellen Strangpressen erheblich verbesserte [104, 105].

2.1 Strangpressverfahren

Die Dissertationsschrift von Barton [10] fokussierte das hydrostatische Strangpressen von AZ Legierungen und dessen numerische Abbildung. Der Kern des numerischen Modells ist das Zonenmodell des Druck- und Reibzustandes, was somit das Wirkmedium auf Basis der Randbedingungen (Druckregelung, Pressgeschwindigkeit) anwenderorientiert abbilden kann. Basierend auf dem entwickelten Simulationsmodell (Algorithmusentwicklung, Implementierung, Optimierung) konnte die Prozessabbildung sowie das Prozessverständnis deutlich verbessert werden [10].

Kammler u. a. [56] untersuchten die Scherzone¹ beim Strangpressen von Aluminiumprofilen. Dabei wurden bei der numerischen Abbildung verschiedene Schädigungskriterien (Ayada, Brozzo, Cockcroft und Latham) verwendet, um die Scherzone zu detektieren und den Werkstofffluss zu analysieren. Dabei wurde aufgezeigt, dass die Bestimmung der Scherzonenlage durch die Anwendung der verschiedenen Schädigungskriterien nicht eindeutig ist [56].

Ein weiterer Bereich der Analysen befasste sich mit den Werkstoffeigenschaften, insbesondere mit der Ausbildung der Mikrostruktur. Foydl u. a. [41] nutzten die numerische Simulation zur Parameteridentifikation für die gezielte Vorhersage des Gefüges zur optimierten Fertigung von Aluminiumprofilen auf Basis eines einfachen Modells. Dafür wurden Gefügeanalysen (poliert, geätzt, Lichtmikroskopie mit Polarisation) durchgeführt, die Kornstruktur klassifiziert und mit den skalaren Größen (Umformgrad, Dehnrage, Temperatur) aus dem numerischen Modell abgeglichen. Durch den ermittelten Zusammenhang zwischen Gefügestruktur und den numerischen Parametern ist die Vorhersage der Gefügestruktur auf Basis der numerischen Simulation möglich.

Müller [77] konzentrierte sich auf die Untersuchung von AZ-Legierungen und deren Mikrostruktur nach dem Strangpressen (direkt, indirekt, hydrostatisch). Durch die gezielte Einstellung der Prozessparameter (Bolzentemperatur, Pressverhältnis, Pressgeschwindigkeit, Abkühlung) konnte die Gefügestruktur der AZ-Legierungen definiert analysiert werden, vgl. Abb. 2.4. Durch die Anpassung der Prozessparameter konnte die texturbedingte Zwillingsbildung unterdrückt werden [77].

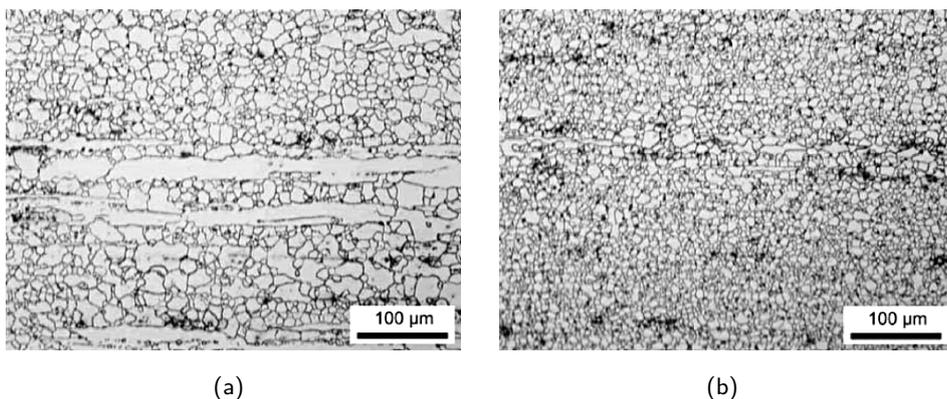


Abb. 2.4: Gefügedarstellung von AZ31 nach dem hydrostatischen Strangpressen nach Müller [77]; Längsschliff, Pressgeschwindigkeit 5 m/min, Pressverhältnis 22:1, (a) $T_{\text{Umform}} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $T_{\text{Umform}} = 370 \text{ }^{\circ}\text{C}$

¹Die Scherzone, ist die sogenannte Totzone beim Strangpressen, bei der ein starres Abgleiten des Werkstoffes erfolgt.

Neben dem Strangpressen von Aluminium und Magnesium wurden ebenfalls hybride Verbunde untersucht. Im Abschnitt 2.3.3 wird auf den hybriden Verbund und dessen Charakterisierung näher eingegangen. Alcaraz und Gil-Sevillano [2] untersuchten die Wechselwirkung unterschiedlicher Stahlwerkstoffe (niedriglegiert, Ni-Superlegierung, rostfreie Stähle) während des Umformprozesses beim hybriden Heißstrangpressen (Stahl/Stahl, verschiedene Legierungen). Die vorhandenen Festigkeitsunterschiede zwischen den Verbundpartnern limitierten die Bildung einer Grenzschicht und beeinflussten maßgeblich die Verbundqualität. Je geringer der Festigkeitsunterschied zwischen den Verbundpartnern ist, desto besser ist die erreichbare Strangqualität [2].

Die Arbeit von Grittner u. a. [46] fokussierten die Kombination von Titan und Aluminium mit dem Ziel von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften mittels direktem Verbundstrangpressen. Titan diene dabei als Verstärkungselement und Aluminium als typischer Leichtbauwerkstoff, um hochfeste und dennoch leichte Halbzeuge zu erzielen. Die konventionelle Verbindung der Werkstoffpartner, bspw. durch Schweißen, ist aufgrund von Wärmeeintragungseffekten, Porosität der Verbindungsstelle sowie Kornwachstum nachteilig für die lokalen Verbundeigenschaften. Durch die Anwendung vom Verbundstrangpressen wird dieser Nachteil umgangen und somit leichte sowie hochfeste hybride Halbzeuge für den Leichtbau realisiert. Die Analyse der Bindungsmechanismen (metallografische Methoden), der Werkstoffeigenschaften (Bildung intermetallischer Phasen) sowie der Festigkeiten (Zugversuche) haben gezeigt, dass das direkte Verbundstrangpressen ein hohes Potenzial zu Herstellung von hybriden Verbunden besitzt [46].

Schomäcker [101] analysierte und optimierte Aluminiumprofile mit integrierten faserverstärkten Elementen. Der Schwerpunkt der Analyse beruhte auf der Bildung einer Verbindung der Werkstoffpartner (Aluminiumblock und Stahldrähte) sowie der Optimierung der Prozessführung und Prozessgestaltung [101]. Die Arbeit von Schikorra und Kleiner [99] erweiterte die Möglichkeiten von faserverstärkten Aluminiumprofilen. Es wurde aufgezeigt, dass die Modifikation des Matrizendesigns einen positiven Einfluss auf die auftretenden Spannungen an den Verstärkungselementen nimmt [99].

Riemelmoser u. a. [91] untersuchten die Werkstoffkombination AlMgSi1/AZ31. Dabei konnte ein hybrider Al-Mg-Verbund realisiert werden und die Verwendung von zusätzlichen Zwischenschichten, wie bspw. Zink oder Titan, ergaben keine weiteren Verbesserungen hinsichtlich der Grenzschichtstabilität [91]. Die Untersuchungen von Kittner und Awiszus [59] befassten sich ebenfalls mit hybriden Al-Mg-Verbundsystemen (AlMgSi1/AZ31, AlMg4,5Mn/AZ31, Al99,5/AZ31). Durch die Optimierung des Matrizendesigns (Matrizenwinkel, Übergangsradius) wurde das hydrostatische Strangpressen derartiger Al-Mg-Verbunde (AlMgSi1/AZ31) entscheidend verbessert [57, 58], vgl. Abb. 2.5.

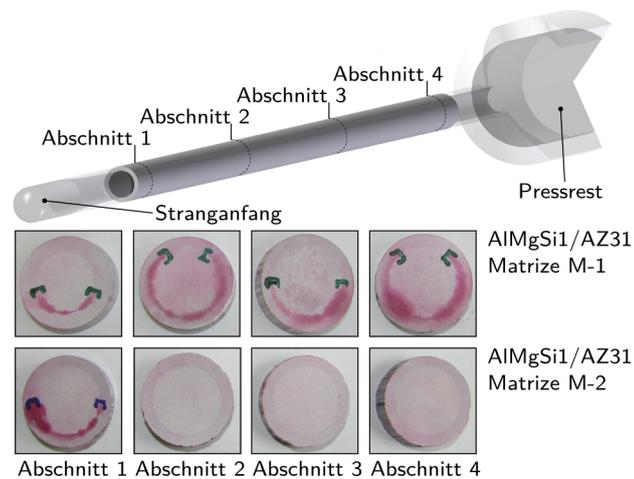


Abb. 2.5: Modifikation des Matrizendesigns und dessen Einfluss auf die Verbundqualität beim hydrostatischen Strangpressen nach Kittner [57]

Auf Basis von experimentellen Untersuchungen und deren numerischen Validierungen erfolgte die Herleitung eines analytischen Haftfestigkeits-, Diffusions- und Qualitätsmodells, die integrativ in ein Verbundstrangpressmodell zusammengefasst wurden. Dadurch ist es möglich die Verbundqualität sowie die Grenzschichtstabilität vorherzusagen [40, 59, 60].

Lehmann u. a. [72], [70] untersuchten die Festigkeiten und Werkstoffeigenschaften der ausgebildeten Grenzschicht beim hydrostatischen Strangpressprozess von Al-Mg-Verbunden. Mittels Push-Out Tests und Biegeversuchen wurden Haftfestigkeiten der Grenzschicht bestimmt mit denen die numerischen Prozesssimulationen besser untersetzt werden konnten [70, 72].

Die Untersuchungen von Negendank u. a. [83], [84] fokussierten ebenfalls die Materialkombination AlMgSi1 mit AZ31 als Kernmaterial beim indirekten Strangpressen. Die Analysen zeigten, dass sich ebenfalls eine Grenzschicht zwischen den Verbundpartnern bildete und durch Push-Out-Tests wurde die Grenzschichtfestigkeit näher charakterisiert. Die experimentellen Untersuchungen wurden durch numerische Methoden ergänzt, um das Prozessverständnis zu erweitern.

Aus den Publikationen lassen sich zusammenfassend folgende Erkenntnisse ableiten:

- Strangpressen ist ein etabliertes industrielles Verfahren zur Herstellung von Strangpressprofilen aus Aluminium und Magnesium.
- Die verwendeten Werkstoffe Aluminium und Magnesium lassen sich in Abhängigkeit der Randbedingungen gut umformen. Magnesium ist aufgrund seiner Gitterstruktur (hcp) schwieriger umzuformen, jedoch lässt sich das durch technologische Maßnahmen (hydrostatischer Druck, Temperatur) kompensieren.
- Hybride Verbunde jeglicher Art, d.h., verschiedene Werkstoffkombinationen (Al/Mg, Al/-Stahl, Al/Titan) sind mit dem Strangpressen realisierbar.
- Die Strangpressverfahren lassen sich mit den gängigen FE-Systemen modellieren und hinreichend genau abbilden. Aufgrund der Prozesskomplexität werden experimentelle Me-

thoden sinnvoll mit numerischen Methoden unterstützt, um die Prozesse ganzheitlich zu betrachten.

- Die Prozessführung, d.h., die Prozessparameter Presskraft, Umformtemperatur und Pressgeschwindigkeit haben einen großen Einfluss auf die Strangqualität sowie die mechanischen Eigenschaften des Halbzeuges.

2.2 Gesenkschmieden

Das Gesenkformen, historisch gewachsen auch Gesenkschmieden genannt, ist nach DIN 8582 in die Hauptgruppe 2 Umformen eingordnet, siehe Abbildung 2.6. Alle Gesenkformprozesse beruhen dabei auf demselben Prinzip, indem das Schmiedeteil mittels einer Gesenkgravur vollständig abgeformt wird.

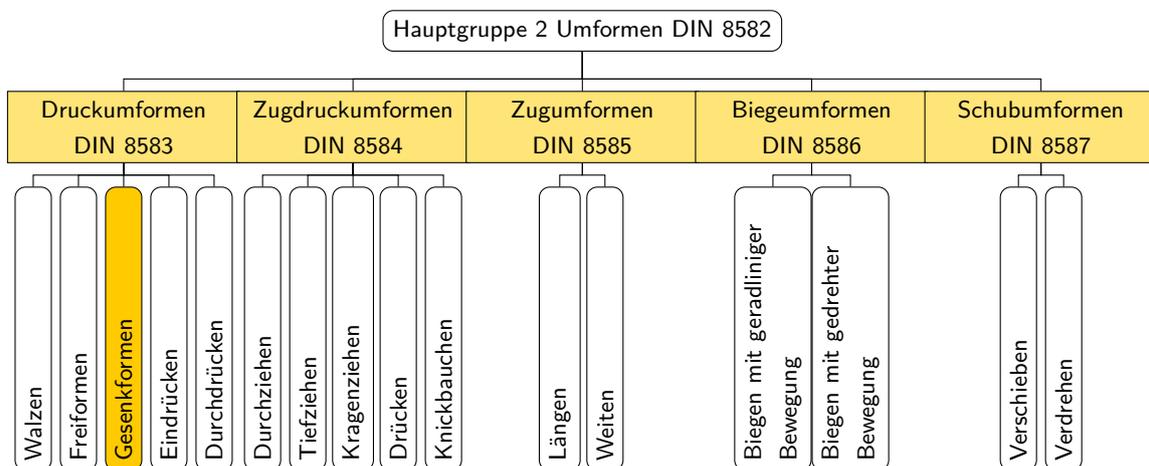


Abb. 2.6: Einteilung des Gesenkschmiedens nach DIN [26, 27]

Das Gesenkformen wird im Wesentlichen in zwei grundlegende Schmiedeprozesse unterteilt. Die Gliederung beruht dabei auf dem charakteristischen Merkmal der Gratausbildung, wobei unterschieden wird in:

- Schmieden *ohne* Grat und
- Schmieden *mit* Grat.

Beim Schmieden mit Grat kann der überflüssige Werkstoff in die Gratbahn abfließen und in einem anschließenden Abgratprozess wird der Grat entfernt. Im Gegensatz dazu erfolgt beim Schmieden ohne Grat eine vollständige Umschließung des Werkstückes, sodass kein Grat entsteht. Beide Schmiedeprozesse besitzen prozessspezifische Vor- und Nachteile (Maßhaltigkeit, Gratbildung, komplexe Werkzeugkinematik), wobei in Abhängigkeit der Zielgeometrie abgewägt werden muss, welcher Schmiedeprozess besser geeignet erscheint.

Des Weiteren erfolgt die Charakterisierung des Gesenkformens auf den vorherrschenden Gravurfüllvorgang. Dabei wird unterschieden in die drei Grundbeanspruchungsarten:

- Stauchen – Werkstofffluss parallel zur Gesenkbewegung
- Breiten – Werkstofffluss senkrecht zur Gesenkbewegung
- Steigen – Werkstofffluss parallel entgegen der Gesenkbewegung

Diese Gliederung orientiert sich maßgeblich am Werkstofffluss. Die Abbildung 2.7 verdeutlicht den unterschiedlichen Materialfluss bei den drei Grundbeanspruchungsarten. Bei Gesenkformprozessen treten in der Regel zwei dieser Vorgänge simultan auf [33, 68].

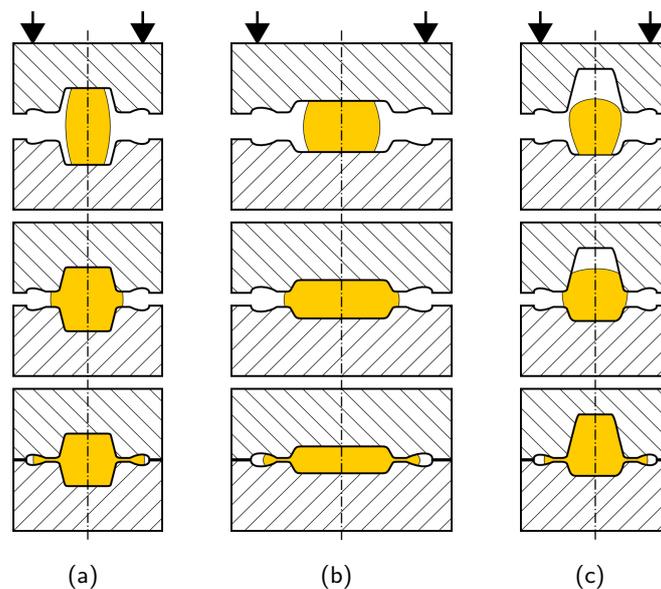


Abb. 2.7: Die Grundbeanspruchungsarten (a) Stauchen, (b) Breiten und (c) Steigen beim Füllen der Gesenkgravur nach Doege und Behrens [33]

In den Publikationen von Doege und Behrens [33], Fritz [43], Lange und Liewald [68] sowie Klocke und König [64] wird das Verfahren des Gesenkschmiedens detailliert beschrieben.

Aufgrund der historischen Bedeutung des Gesenkschmiedens erfolgten seit der industriellen Revolution umfangreiche wissenschaftliche Untersuchungen. Während der Recherchen haben sich zwei Hauptkategorien herauskristallisiert, in denen Untersuchungsschwerpunkte bezüglich des Gesenkschmiedens gelegt wurden. Ein Untersuchungsschwerpunkt bildet dabei das Werkstück bzw. das umzuformende Halbzeug. Die wissenschaftliche Literatur zeigt, dass folgende Punkte werkstückseitig von großer Bedeutung sind:

- Werkstückgestaltung
- Vorformauslegung
- Stufenfolge
- Werkstofffluss

- Schädigungen
- Gefügeausbildung.

Der zweite Untersuchungsschwerpunkt fokussiert die Umformwerkzeuge und deren Spezifika, insbesondere folgende Themen sind von Interesse:

- Werkzeuggestaltung (offenes/geschlossenes Gesenk)
- Schmiedeparameter (Umformtemperatur, Umformgeschwindigkeit)
- Werkzeugauffederung (Maßgenauigkeit)
- Werkzeugverschleiß
- Werkzeugbeschichtungen
- das tribologische System.

Die genannten Schwerpunkte werden dabei oftmals interdisziplinär in Themenkomplexen behandelt, um die Prozesse ganzheitlich zu untersuchen. Die FEM ist nahezu bei allen aktuellen Analysen ein wesentlicher Bestandteil, weil durch deren Einsatz das Prozessverständnis erheblich verbessert wird und Prozessoptimierungen effektiv durchgeführt werden können. Im folgenden Abschnitt erfolgt die Zusammenfassung einzelner wissenschaftlicher Publikationen, welche die aufgezählten Aspekte beispielhaft darlegen.

Mit dem Einzug der modernen Konstruktionstechnik, hauptsächlich basierend auf CAD-Methoden, konnten die Entwicklungszeiten von Schmiedegesenken deutlich gesenkt werden. Awiszus [5] steuerte einen maßgeblich Teil dazu bei. Durch eine rechnerunterstützte Ableitung von Gesenkgravuren basierend auf den Bauteilgeometrien konnte der Konstruktionsaufwand im Bereich der Schmiedewerkzeuge deutlich reduziert werden. Durch die Schaffung einer Schnittstelle zum FE-System konnte zusätzlich die Analyse des Werkstoffflusses erfolgen [5].

Ebert [35] untersuchte die Kompensation der werkzeugseitigen Deformation bei Schmiedeprozessen. Dabei wurde ein Algorithmus entwickelt, mit dessen Hilfe die Werkzeugelastizitäten auf numerischer Basis ausgewertet und automatisiert in die Auslegung des Schmiedestücks mit einfließen. Dadurch konnte die Maßhaltigkeit der Schmiedeteile deutlich gesteigert werden.

Neben den konstruktionstechnischen Maßnahmen rückte die Verschleißbeständigkeit der Umformwerkzeuge sowie deren numerische Berücksichtigung im FE-System in den Fokus. Behrens u. a. [18] untersuchten umfassend das Präzisionsschmieden (Zahnräder, Langteile), insbesondere die erhöhten Anforderungen der Werkzeuggesenke (Verschleißbeständigkeit) aufgrund von thermischen und mechanischen Belastungen. Durch die Anwendung von Beschichtungen sowie von numerischen Methoden konnte das Präzisionsschmieden von gratlosen endkonturnahen Bauteilen hinsichtlich der Maßhaltigkeit wesentlich verbessert werden [18].

Weiterhin erfolgten Untersuchungen von Behrens u. a. [19] bezüglich der Standfestigkeit von Umformwerkzeugen. Aufgrund von thermomechanischen zyklischen Belastungen sowie Einflüssen des tribologischen Systems erfolgt eine Schädigung der Umformwerkzeuge. Durch die gezielte

Anwendung der FEM konnten die Verschleißmechanismen analysiert und mittels Optimierungsstrategien erfolgreich reduziert und die Standfestigkeit der Werkzeuge erhöht werden [19].

Brecher u. a. [22] beschreiben den Einfluss der Umformmaschine beim mehrstufigen Massivumformprozess. Die fehlende Berücksichtigung der elastischen Auffederungen der realen Umformmaschine sowie deren Modellierung als ideal starres System im FE-System resultieren in Nachteilen hinsichtlich der Geometriegenauigkeit (Maßhaltigkeit, Form) der Werkstücke. Als Folge müssen trotz numerischer Methoden die Werkzeuge umkonstruiert werden, was letztendlich zu Produktionsstillständen führt. Durch die Anwendung von nicht-linear-elastischen Pressenmodellen sowie die Kopplung von Umform- und Maschinensimulation führte zur Steigerung der Berechnungsqualität [22]. Die Abbildung 2.8 veranschaulicht die Komplexität des auftretenden Datentransfers bei der Kopplung von numerischen und analytischen Systemen.

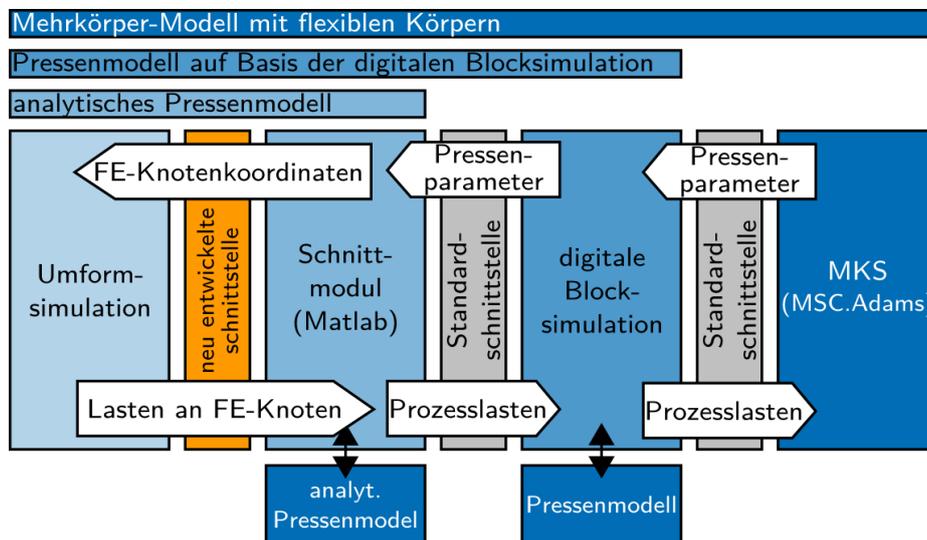


Abb. 2.8: Datentransfer, Simulationskopplung zur Berücksichtigung der elastischen Eigenschaften der Umformmaschine nach Brecher u. a. [22]

Die tribologischen Systeme und deren Bedeutung im Bereich der Massivumformung wurden umfassend von Bartz [11] beschrieben. Aus dem Bereich der tribologischen Analyse ist beispielhaft die Untersuchung von Lücke und Stonis [73], hinsichtlich der Adhäsionseigenschaften von Aluminium, zu nennen. Aluminium besitzt eine ausgeprägte Adhäsionsneigung gegenüber anderen metallischen Werkstoffen, was sich nachteilig auf den Werkzeugverschleiß auswirkt. Durch das Aufbringen von keramischen Oberflächen auf konventionellen Schmiedewerkzeugen lässt sich die Adhäsionsneigung erheblich reduzieren und somit die Werkzeugstandzeiten deutlich erhöhen [73].

Des Weiteren beschäftigen sich die Wissenschaftler mit der Umformbarkeit von Magnesium, Aluminium sowie den jeweiligen industriell bedeutsamen Knetlegierungen. Andersson u. a. [4] untersuchten die Warmumformbarkeit von AZ80 für die Fertigung eines Spritzpistolengriffs. Der Fokus der Untersuchungen lag auf der Ermittlung der geeigneten Prozessparameter (Gesenk- und Umformtemperatur), um eine reproduzierbare Umformung zu gewährleisten.

Pfeiffer [87] analysierte den Einfluss der Überlagerung vom hydrostatischen Druck bei der Herstellung von Magnesiumhalbzeugen (AZ80, ZK80). Durch die Überlagerung vom hydrostatischen Druck gelang es, das Formänderungsvermögen der Magnesiumlegierungen, bei geeigneter Prozessführung (Umformgeschwindigkeit, Druckaufbau), deutlich zu erhöhen. Die Untersuchungen von Behrens u. a. [16] fokussierten ebenfalls eine Überlagerung des hydrostatischen Drucks beim Schmieden von Aluminium. Mithilfe von numerischen Methoden sowie der Identifikation von wesentlichen Prozessparametern konnte das Umformvermögen von Aluminium erheblich gesteigert werden.

Aus den genannten Aspekten sowie den exemplarisch beschriebenen Publikationen lassen sich zusammenfassend folgende Erkenntnisse ableiten:

- Die alleinige Betrachtung eines Teilaspektes ist nicht zielführend, da aufgrund der Prozesskomplexität starke Wechselwirkungen zwischen Prozessparametern auftreten können. Daher ist es stets zweckmäßig den Untersuchungsrahmen so weit aufzuspannen, dass die Problemstellung möglichst umfassend beschrieben wird.
- Die numerischen Methoden sind ein elementarer Bestandteil aller wissenschaftlichen Untersuchungen. Die Anwendung dieser Methode ermöglicht die genaue Abbildung der Umformprozesse und erlaubt somit detaillierte Analysen.
- Modellvereinfachungen werden sukzessive durch neue Ansätze ersetzt und Kopplungen mit bspw. Mehrkörpersystemen erweitern zusätzlich die Möglichkeiten der Prozessoptimierung.
- Die Untersuchungen hinsichtlich der Leichtbauwerkstoffe Aluminium und Magnesium fokussierten die sichere, robuste sowie reproduzierbare Fertigung von gewichtsoptimierten Bauteilen.

2.3 Werkstoffe

2.3.1 Aluminium

Aluminium ist ein Erdalkalimetall und der wohl wichtigste Vertreter der NE-Metalle im industriellen Maßstab. Mit einer Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$ ist Aluminium, Formelzeichen Al, ca. 75 % leichter als Eisen. Nach Angaben des USGS² war China mit einem Anteil von ca. 44 % der Hauptproduzent von Aluminium bei einer Gesamtproduktionsmenge von ca. 45.900.000 Tonnen im Jahr 2012 [106]. Die Gewinnung von Aluminium erfolgt fast ausschließlich aus Bauxit. Dieses wird oxidiert und im Anschluss mittels Schmelzflusselektrolyse zu reinem Aluminium umgewandelt. Dieser Prozess ist sehr energieintensiv und macht den Herstellungsprozess von Aluminium nur wirtschaftlich bei geeigneter Energieversorgung. Die Tabelle 2.1 verdeutlicht die wesentlichen physikalischen und mechanischen Eigenschaften von Aluminium.

²U.S. Geological Survey, Mineral Information

Tab. 2.1: Übersicht der wesentlichen physikalischen Eigenschaften des Aluminiums [54]

Kenngroße	Wert
Dichte [g/cm^3]	2,7
Schubmodul [GPa]	25,5
E-Modul [GPa]	70
Schmelzpunkt [$^{\circ}\text{C}$]	660
spez. Wärmekapazität [$\text{kJ}/\text{kg K}$; 20°C]	0,897
Wärmeleitfähigkeit [$\text{W}/\text{cm K}$]	2,35
Gitterstruktur	kfz
elektrische Leitfähigkeit [$\text{m}/\Omega \text{mm}^2$]	37,7
Standardpotenzial [V]	-1,676

Nach Ostermann [85] ist Aluminium ein wirtschaftlich bedeutsamer Werkstoff aufgrund seiner geringen Dichte, des breiten Festigkeitsspektrums, der vielfältigen Herstellungs- sowie Formgebungsmöglichkeiten, der hohen elektrischen Leitfähigkeit, der hohen Wärmeleitfähigkeit und der guten Korrosionsbeständigkeit. In der Automobil-, Luft- und Raumfahrtindustrie, vorangetrieben durch den konzeptionellen Leichtbau, wird Aluminium in einem breiten Produktspektrum verwendet [85].

Aufgrund seiner kubisch flächenzentrierten Gitterstruktur besitzt Aluminium eine sehr gute Umformbarkeit, auch bei niedrigen Temperaturen, was somit prinzipiell eine Kaltumformung ermöglicht. Nach Kammer [54] verfügt Aluminium über 12 gleichwertige Gleitsysteme, sowie über zusätzlich thermisch aktivierbare, welche die sehr gute Umformbarkeit dieses NE-Metalls begründen. Das Fachbuch *Aluminium Taschenbuch Bd.1-3* von Kammer [54] beschreibt umfassend und ausführlich die Eigenschaften des Aluminiums sowie alle relevanten Aspekte, insbesondere:

- die Bedeutung von Aluminium im industriellen Maßstab,
- physikalische und chemische Eigenschaften des Aluminiums und dessen Legierungen,
- thermische und mechanische Behandlungen,
- verschiedene Herstellungsverfahren (Guss, Blech- und Massivumformung),
- Anwendungsgebiete und
- Prüfmethode und -verfahren.

Die Aluminiumknetlegierung AlMgSi1 (EN AW-6082, 3.2315), die im Rahmen der vorliegenden Arbeit zum Einsatz kommt, ist eine weitverbreitete Knetlegierung im industriellen Anwendungsbereich und aufgrund der mechanischen Eigenschaften ein typischer Konstruktionswerkstoff. AlMgSi1 verfügt über eine gute Schweißbarkeit, Spanbarkeit, ist aushärtbar und besitzt eine mittlere Zugfestigkeit R_m von 300-350 MPa mit einer 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 240-320 MPa.

2.3.2 Magnesium

Magnesium, Formelzeichen Mg, ist eines der häufigsten NE-Metalle auf der Erde und gehört zu den Erdalkalimetallen, siehe Abb. 2.9. Es ist beim Aufbau der Erdrinde mit 1,95 Gewichtsprozent beteiligt und bildet somit das achthäufigste Element der Erdkruste [55].



Abb. 2.9: Magnesiumkristalle nach der thermischen Oxidation [94]

Aufgrund seiner Reaktivität existiert Magnesium ausschließlich gebunden in Karbonaten, Silikaten, Sulfaten oder Salzen [55]. In gelöster Form enthält ein Kubikmeter Meerwasser durchschnittlich 1,27 kg Magnesium und somit steht Magnesium als Rohstoff nahezu unbegrenzt zur Verfügung [55].

Im Bereich der technisch relevanten Werkstoffe rangiert Magnesium auf Platz drei hinter Eisen und Aluminium und ist somit ein bedeutender Rohstoff für die industrielle Anwendung [55]. Nach Angaben des USGS war China mit einem Anteil von ca. 87 % der Hauptproduzent von Magnesium bei einer Gesamtproduktionsmenge von ca. 820.000 Tonnen im Jahr 2012 [107]. Magnesium besitzt eine Vielzahl von spezifischen physikalischen und mechanischen Eigenschaften, die in Tabelle 2.2 auszugsweise aufgelistet sind.

Tab. 2.2: Übersicht der wesentlichen physikalischen Eigenschaften des Magnesiums [55]

KenngroÙe	Wert
Dichte [g/cm ³]	1,74
Schubmodul [GPa]	16,6
E-Modul [GPa]	44,8
Schmelzpunkt [°C]	650
spez. Wärmekapazität [kJ/kg K; 20 °C]	1,025
Wärmeleitfähigkeit [W/cm K]	1,56
Gitterstruktur	hcp
elektrische Leitfähigkeit [m/Ω mm ²]	22,6
Standardpotenzial [V]	-2,37

Aus produktionstechnischer Sicht ist Magnesium aufgrund seiner geringen Dichte von $1,74 \text{ g/cm}^3$ besonders interessant im Bereich des Leichtbaus. Die Gewichtsreduktion gegenüber Aluminium beträgt ca. 36 %. Die technologischen Herausforderungen bei der Verarbeitung von Magnesium beruhen auf dessen Reaktivität, wodurch bei Guss- und Spanverfahren besondere Sicherheitsvorkehrungen eingehalten werden müssen. Des Weiteren besitzt Magnesium nach Kammer [55] eine ausgeprägte Neigung zur Eigen- und Kontaktkorrosion, welche durch Legierungszusätze (Mangan, Zink) bzw. Oberflächenversiegelungen minimiert werden können.

Die mechanischen Eigenschaften des Magnesiums und seine Umformbarkeit sind deutlich von dessen Gitterstruktur geprägt. Aufgrund der hexagonal dichtesten Packung (hdp) besitzt Magnesium bei Raumtemperatur ($20 \text{ }^\circ\text{C}$) eine eher geringe Verformbarkeit [55]. Die Abbildung 2.10 zeigt die Gitterstruktur des Magnesiums in seiner typischen Struktur. Die exakte Beschreibung der Mechanismen sowie der Eigenschaften der hexagonal dichtesten Packung findet sich ausführlich in Bargel u. a. [9] sowie bei Rösler u. a. [95].

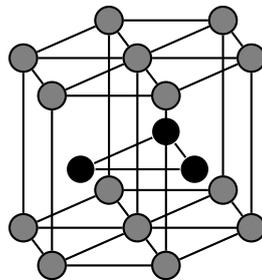


Abb. 2.10: hdp-Gitterstruktur von Magnesium

Im Temperaturbereich bis $225 \text{ }^\circ\text{C}$ besitzt das Magnesium ausschließlich Gleitebenen im Basisebenebereich. Ab einer Umformtemperatur von $225 \text{ }^\circ\text{C}$ werden weitere Gleitebenen aktiviert, in diesem Fall pyramidale Gleitebenen sowie Versatzebenen, welche die Umformbarkeit von Magnesium deutlich steigern. Des Weiteren neigt Magnesium aufgrund seiner Gitterstruktur zur Zwillingsbildung. Aus diesen Gründen ist es zweckmäßig die Umformung von Magnesium im Bereich der Halbwarmumformung durchzuführen, d.h., die Umformtemperatur sollte möglichst stets oberhalb von $225 \text{ }^\circ\text{C}$ liegen [55].

Rekristallisationseffekte treten bei reinem Magnesium bereits ab $150 \text{ }^\circ\text{C}$ auf, wobei die exakte Höhe des Wertes nur ein Orientierungsmaß ist. Des Weiteren besitzt die Rekristallisationsschwelle eine deutliche Abhängigkeit von der Umformhistorie wie bei allen üblichen Werkstoffen in der Umformtechnik. Je höher die vorhergehende Umformung war, desto stärker äußert sich das Bestreben zur Rekristallisation, was schlussendlich in einer deutlich niedrigeren Rekristallisationsschwelle resultiert [55]. Weiterhin besitzt stranggepresstes Magnesium eine ausgeprägte Anisotropie. Müller [77] untersuchte hydrostatisch stranggepresste AZ-Legierungen und konnte erhebliche Fließspannungsdifferenzen bezüglich der Zug- und Druckfließkurven feststellen. Weiterführende Information liefert das Fachbuch *Magnesium Taschenbuch* von Kammer [55].

Die Forschungsschwerpunkte bezüglich Magnesium liegen im Bereich der werkstoffkundlichen Charakterisierung von Magnesium und dessen Knetlegierungen sowie der Verarbeitungstechno-

logie in der Blech- und Massivumformung. Der SFB 390 *Magnesiumtechnologie* [78] an der TU Clausthal/Universität Hannover befasste sich von 1995 bis 2002 mit folgenden Schwerpunkten:

- die werkstoffkundliche Analyse der Magnesiumlegierungen, insbesondere der Festigkeiten, Ermüdungsfestigkeiten, Zähigkeiten und deren Temperaturbeständigkeit
- Verarbeitbarkeit durch Druckguss, Pulverschmieden, Metallpulverspritzguss, Spanen und Fügen
- Umweltverträglichkeit, Umweltrelevanz und Recyclebarkeit.

An der TU Bergakademie Freiberg hat sich das *Europäische Zentrum für hochfeste und duktile Magnesiumwerkstoffe* 2009 mit den Forschungsschwerpunkten *Gießwalzen von Magnesium-Flachprodukten* und der Herstellung von Magnesiumdraht etabliert.

Die DIN 1729-1 [24] und DIN 9715 [28] spezifizieren die Magnesium- sowie Magnesiumknetlegierungen hinsichtlich ihrer Zusammensetzung und deren Halbzeugcharakteristika. Die gebräuchliche Kennzeichnung der Magnesiumknetlegierungen erfolgt nach ASTM B275 [1]. Die Serien AZ3x, AZ6x und AZ9x sind aufgrund ihrer hervorragenden mechanischen Eigenschaften von besonderem technologischen Interesse im Bereich der Umformtechnik.

AZ31 (ASTM Codierung) ist eine typische Magnesiumknetlegierung mit den Legierungszusätzen Aluminium (3 %) und Zink (1 %). Nach der DIN 1729-1 [24] entspricht MgAl₃Zn (3.5312) weitestgehend der Magnesiumknetlegierung AZ31. Diese Knetlegierung ist im industriellen Einsatz aufgrund seiner hervorragenden mechanischen Eigenschaften weit verbreitet. In DIN 9715 [28] ist für AZ31 eine Zugfestigkeit R_m von 240-300 MPa sowie eine 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 155-220 MPa mit einer Bruchdehnung A10 von mindestens 10 Prozent definiert.

2.3.3 Hybride Werkstoffverbunde

Nach dem Duden bezeichnet der Begriff *Hybrid* einen Gegenstand, der aus Verschiedenartigem zusammengesetzt ist, d.h. mindestens zwei Werkstoffe sind miteinander stoffschlüssig verbunden. Dieses irreversible Werkstoffverbundsystem kann auf Basis von chemischen Reaktionen, Härteprozessen oder durch diffusionsabhängige Prozesse realisiert werden. In der vorliegenden Arbeit ist der hybride Verbund, bestehend aus AlMgSi1/AZ31, dadurch gekennzeichnet, dass sich aufgrund von Diffusionsprozessen während des Herstellungsprozesses der Halbzeuge eine Grenzschicht bestehend aus intermetallischen Phasen gebildet hat.

Die Analyse hinsichtlich der Grenzschicht zwischen den Verbundpartnern ergab, dass sich intermetallische Phasen bestehend aus Al₃Mg₂ (β -Al-Mg) und Al₁₂Mg₁₇ (γ -Al-Mg) gebildet hatte. Die elementaren Eigenschaften sowie die Gitterstruktur der β -Al-Mg-Phase wurde ausführlichst von Samson [97] erforscht und beschrieben. Die abgeleiteten Erkenntnisse seitens Samson, bezüglich der Materialeigenschaften der intermetallischen Phase β -Al-Mg, wurde von Steurer [102] nochmals bestätigt. Roitsch u. a. [93] sowie Roitsch [92] untersuchten detailliert die Umformbarkeit von komplexen intermetallischen Phasen, u.a. auch von kristallinen β -Al-Mg. Es wurde

aufgezeigt, dass ab einer Temperatur von 225 °C und einer quasistatischen Umformgeschwindigkeit eine schädigungsfreie Umformung der β -Al-Mg-Phase möglich ist.

Des Weiteren erfolgte innerhalb des Sonderforschungsbereichs 692 eine detaillierte Analyse der Grenzschichteigenschaften von β -Al-Mg und γ -Al-Mg. Dietrich u. a. [30], [31] fokussierten dabei die Analyse der Mikrostruktur sowie die Materialeigenschaften der einzelnen intermetallischen Phasen sowie deren Interaktion. Durch Diffusionsschweißen konnte unter kontrollierten Bedingungen die Grenzschicht zwischen den Werkstoffen AlMgSi1 und AZ31 definiert erzeugt werden.

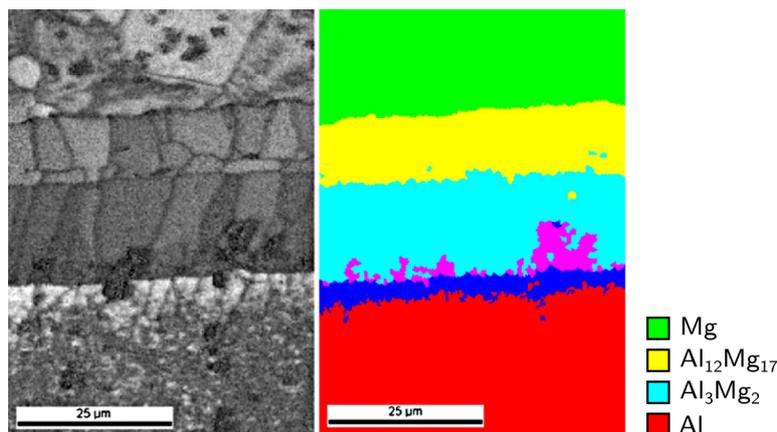


Abb. 2.11: Kikuchimuster IQ-Map und EBSD Phasen-Map der intermetallischen Phasen Al_3Mg_2 (β -Al-Mg) und $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (γ -Al-Mg) nach Dietrich u. a. [30]

Es wurde aufgezeigt, dass die Duktilität der intermetallischen Phasen niedriger ist, als die der einzelnen Verbundpartner. Des Weiteren konnte ermittelt werden, dass Sprödbrüche primär in der β -Al-Mg-Phase auftreten. Außerdem verdeutlichen die EBSD-Aufnahmen, dass die Gefügestruktur der Grenzschicht eher großformatige Körner aufweist, vgl. Abb. 2.11 [30, 31].

In der Massiv- und Blechumformung sind derartige hybride Werkstoffverbunde auf Basis metallischer Werkstoffe noch relativ neu. Aus dem Bereich der Blechumformung sind die *Tailored Blanks* und das Walzplattieren zu erwähnen. Bei dem Werkstoffverbund *Tailored Blanks* werden z.B. zwei unterschiedliche Bleche (Stahl, Aluminium, u.a.) durch Schweißen miteinander verbunden und dienen als Halbzeuge für nachfolgende Umformprozesse wie bspw. Tiefziehen. Der Vorteil dieser Methode beruht auf den unterschiedlichen Stahlblechgüten und deren spezifischen Eigenschaften. Durch die gezielte Positionierung und Dimensionierung geeigneter Werkstoffe können Bauteile belastungsgerecht optimiert und gefertigt werden. Sanders u. a. [98] untersuchte die Verbindung von Aluminiumblech mit Titan mittels Reibschweißen, um somit leichte sowie hochfeste Bauteile für die Luftfahrttechnik zu ermöglichen.

Engelhardt u. a. [36] untersuchten die Herstellung von hybriden Blechen mittels Strangpressen, um mithilfe von Verstärkungselemente (Kernwerkstoff) maßgeschneiderte Bleche zu realisieren. Dabei wurde ein Pressbolzen bestehend aus dem Mantelwerkstoff AlMgSi1 mit drei verschiedenen Kernwerkstoffen (AZ31, TiGr1, DC06) zu einem hybriden Blech verpresst und anschließend

zerstörungsfrei durch Ultraschallanalyse bezüglich der erzielten Verbundqualität überprüft. Die Analysen ergaben, dass die Kombination von AlMgSi1 mit dem Kernwerkstoff DC06 und TiGr1 zu Schädigungen während des Strangpressens führten. Dagegen zeigte die Kombination von AlMgSi1 und AZ31 eine gute Umformbarkeit und mittels EDX konnten die intermetallischen Phasen β -Al-Mg und γ -Al-Mg nachgewiesen werden.

Beim Walzplattieren werden durch Walzen mindestens zwei unterschiedliche Blechwerkstoffe (bspw. Al/Stahl, Al/Cu, u.a.) irreversibel miteinander verbunden. Durch eine geschickte Kombination von unterschiedlichen Werkstoffen lassen sich gezielt spezifische Bauteileigenschaften einstellen, um somit anwendungsorientierte Charakteristika zu generieren. In diesen Zusammenhang sind Reflexions- bzw. Korrosionsschichten, sowie Bereiche mit lokal erhöhten Festigkeiten zur Bauteiloptimierung zu benennen. Aus diesem Bereich soll die Publikation von Schmidtchen [100] genannt werden, in der die grundlegenden Theorien des Walzplattierens von mehrlagigen Verbunden untersucht wurde.

Im Bereich der Massivumformung haben sich zwei grundlegende Methoden zur Realisierung eines hybriden Verbundes etabliert. Einerseits wird das Strangpressen als Verfahren eingesetzt und andererseits wird das Hybridschmieden bzw. Verbundschmieden angewendet. Beim Strangpressen werden zwei feste Körper miteinander gefügt und anschließend umgeformt. Durch die Umformung bei den passenden Randbedingungen werden Diffusionsprozesse initiiert, wodurch sich eine Grenzschicht (intermetallische Phasen) bildet und somit den stoffschlüssigen Verbund realisiert. Durch diese Methode werden hybride Halbzeuge gefertigt, welche durch nachfolgende Prozessschritte zum finalen Produkt weiterverarbeitet werden.

Riemelmoser u. a. [91], Kittner und Awiszus [58] und Negendank u. a. [83], [84] untersuchten die Werkstoffkombination AlMgSi1/AZ31 und erzielten durch Strangpressen (hydrostatisch sowie indirekt) einen hybriden Verbund, vgl. Abschnitt 2.1. Die Wissenschaftler analysierten den Herstellungsprozess sehr detailliert und leiteten Optimierungsmaßnahmen ab, um einen derartigen Al-Mg-Verbund schädigungsfrei herzustellen [40, 58–63, 70, 72, 83, 84, 91].

Beim Hybridschmieden bzw. Verbundschmieden wird durch den Schmiedeprozess der hybride Verbund realisiert, wobei ausschließlich die Fertigung endkonturnaher Bauteile im Fokus steht. Im Gegensatz dazu erfolgt beim Strangpressen vorrangig die Herstellung von Halbzeugen. Die auftretenden Diffusionsvorgänge sind mit denen des Strangpressens grundsätzlich vergleichbar und eine Grenzschicht zwischen den Verbundpartnern wird erzielt.

Die Universität Hannover (IFUM) beschäftigt und beschäftigt sich nach wie vor mit dieser Thematik. Behrens und Holz [14], [15, 17] veranschaulichen das Potenzial und die Möglichkeit hinsichtlich der Anwendung des Verbundschmiedens und dessen grundsätzliche Charakterisierung. Die Kombination von Stahl-Aluminium als Verbundpartner wurde experimentell sowie numerisch analysiert, um bspw. die induktive Erwärmung simulativ zu optimieren und die Prozesskette des Verbundschmiedens ganzheitlich zu betrachten, vgl. Abb. 2.12.

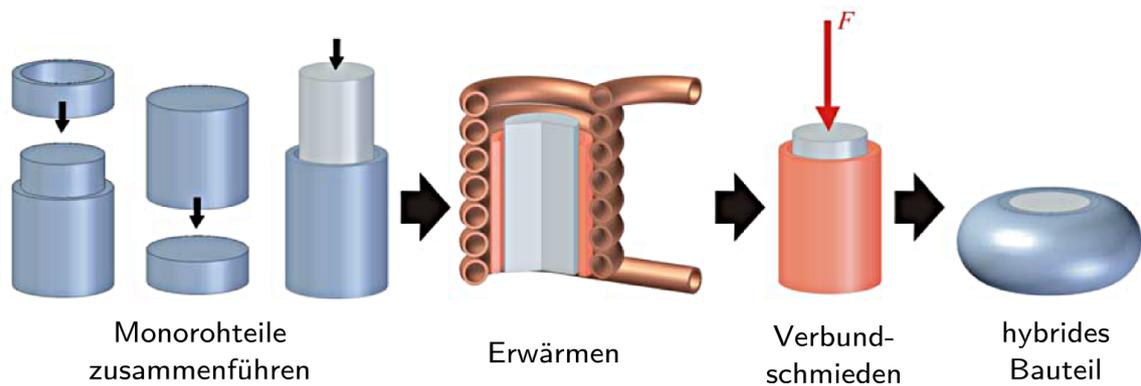


Abb. 2.12: Verfahrenskette Verbundschmieden von hybriden Bauteilen nach Behrens u. a. [17]

Kosch u. a. [65] demonstrierten das Schmieden von hybriden Verbunden aus Stahl/Kupfer, Stahl/Aluminium sowie Titan/Aluminium. Die Werkstoffkombinationen sind sehr vielfältig und interessant für die Kombination optimaler Werkstoffeigenschaften (Zähigkeit, Duktilität, Härte) in einem einzelnen Bauteil.

Weitere Publikationen von Kosch u. a. [66] und von Foydl u. a. [42] beschreiben das Schmieden von partiell stahlverstärkten Aluminiumhalbzeugen. Dabei wurden Stahlpartikel (11SMn30+C) in verschiedenen Geometrieformen (Kugel, Zylinder) in einem Aluminiumbolzen (EN AW-6060) durch Strangpressen zu einem hybriden Halbzeug verpresst. Im Anschluss erfolgte das hybride Schmieden dieser partiell stahlverstärkten Aluminiumhalbzeuge, wobei die Prozessspezifika detailliert untersucht wurden. Insbesondere die Grenzschicht zwischen den Verbundpartnern sowie die generelle Schmiedbarkeit stand im Fokus der Analysen, vgl. Abb. 2.13.

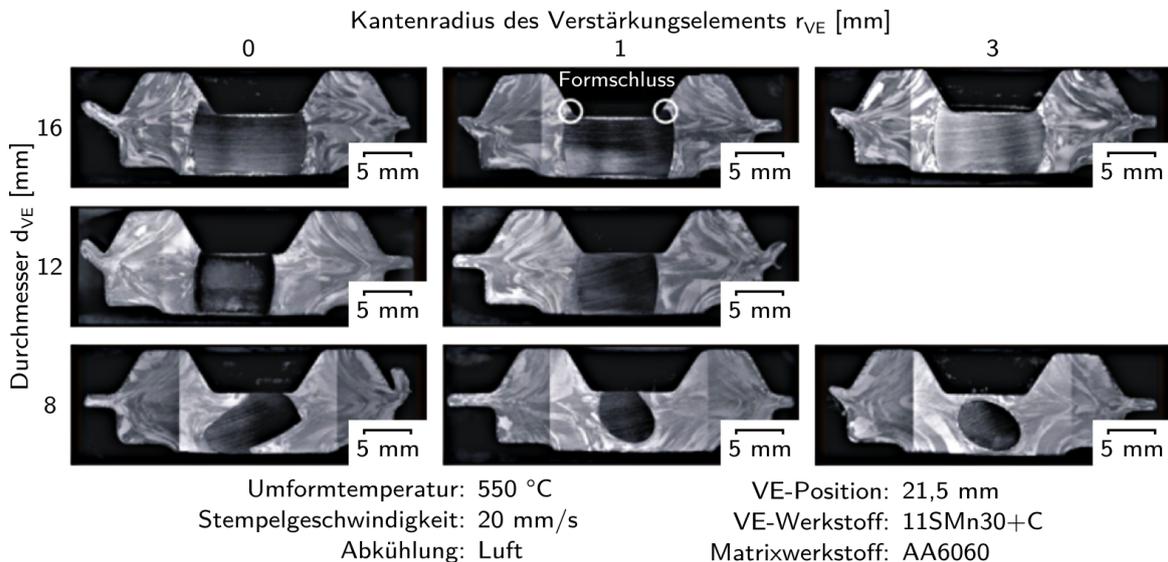


Abb. 2.13: Verformungsverhalten des partiell verstärkten Halbzeugs in Abhängigkeit zur Geometrie des Verstärkungselements nach Kosch u. a. [66]

Die auftretenden Fragestellungen hinsichtlich Grenzschichtausbildung sowie Formänderungsvermögen des hybriden Stahl-Aluminium Verbundes weisen grundsätzliche Analogien zur vorlie-

genden Arbeit auf. Jedoch unterscheiden sich die hybriden Verbunde hinsichtlich der verwendeten Verbundpartner (Stahl/Al \neq AlMgSi1/AZ31) sowie der geometrischen Gestalt, wodurch sich nur die methodischen Herangehensweisen vergleichen lassen.

Auf Basis dieser neuartigen hybriden Verbunde kann das Ziel des effizienten Leichtbaus zielorientiert verfolgt werden. Durch die belastungsgerechte und dadurch werkstoffspezifische Dimensionierung von Bauteilen wird effektiv deren Gewicht reduziert. Auf Basis von hybriden Werkstoffen können definierte Funktionsflächen integriert werden und somit das Produktspektrum im Leichtbausegment deutlich erweitern.

Aus den wissenschaftlichen Veröffentlichungen bezüglich der hybriden Verbunde lassen sich folgende Punkte zusammenfassen:

- Die Herstellung hybrider Verbunde aus Metallen und NE-Metallen ist grundsätzlich technologisch umsetzbar.
- Strangpressen, Pulverschmieden und Verbundschmieden sind vielversprechende technologische Ansätze zur Herstellung hybrider Verbunde.
- Die Anwendung von hybriden Verbunden ist eine zielführende und konsequente Umsetzung von Leichtbaukonzepten, da die Kombination von leichten sowie hochfesten Werkstoffen anforderungs- sowie gewichtsangepasste Bauteile ermöglicht.
- Die Substitution von Stahlwerkstoffen durch Al-Mg-Verbunde, Stahl-Aluminium, Stahl-Kupfer bei gleichen bzw. ähnlichen Festigkeitskenngrößen sind sinnvolle Maßnahmen für den modernen Leichtbau.
- Die spezifischen Verbundeigenschaften (Korrosionsschutz, belastungsgerechte Positionierung und Dimensionierung der Werkstoffpartner) ermöglicht somit optimierte Eigenschaften für eine effektive Bauteilauslegung.
- Die Grenzschichteigenschaften der hybriden Verbunde, insbesondere deren Umformbarkeit sowie die mechanische Beanspruchbarkeit sind momentan im geringen Umfang wissenschaftlich fundiert untersucht. Die Veröffentlichungen von Kosch u. a. [65], [66], Foydl u. a. [42] sowie Feuerhack u. a. [37], [38, 39] sind momentan die einzigen Arbeiten, welche sich mit der Charakterisierung und Umformbarkeit von hybriden Halbzeugen beschäftigen.

2.4 Numerische Methoden

2.4.1 Die Finite-Elemente-Methode

In den ingenieurwissenschaftlichen Disziplinen ist die Finite-Elemente-Methode (FEM) zur numerischen Prozessanalyse und virtuellen Produktentwicklung fest etabliert. Aufgrund der Globalisierung und steigendem Marktdruck sind die Unternehmen bestrebt, die Entwicklungszeit

und -kosten zu reduzieren. Durch eine Parallelisierung der Konstruktions- und Fertigungsplanung erzielen die Unternehmen einen Vorteil gegenüber ihren Wettbewerbern. Die Schlagworte, die diese Trends begleiten, sind Simultaneous Engineering respektive Concurrent Engineering, Prozesskettenoptimierung, flexible sowie robuste Prozessketten, welche die Zielstellung haben die Produktentwicklung, insbesondere die Entwicklungszeiten zu verkürzen.

Die Finite-Elemente-Methode ist dabei ein effektives Werkzeug zur frühzeitigen Werkzeugauslegung sowie zur Beurteilung von Produkteigenschaften. Dadurch lassen sich mögliche Schwachstellen zeitig in der Entwicklungsphase erkennen und Prozesse können zeitnah optimiert werden. Für das Gesenkschmieden bedeutet dies z.B., dass durch den Einsatz der Finiten-Elemente-Methode die Verfahrensparameter optimiert werden und dadurch die Wirtschaftlichkeit und Effektivität des Verfahrens sowie die Qualität der hergestellten Schmiedeteile gesteigert werden können.

Die Finite-Elemente-Methode gliedert sich im Wesentlichen in drei Phasen:

- Preprocessing,
- Solving,
- Postprocessing,

welche sequentiell abgearbeitet werden. Die Abbildung (2.14) veranschaulicht graphisch den Ablauf der drei Phasen.

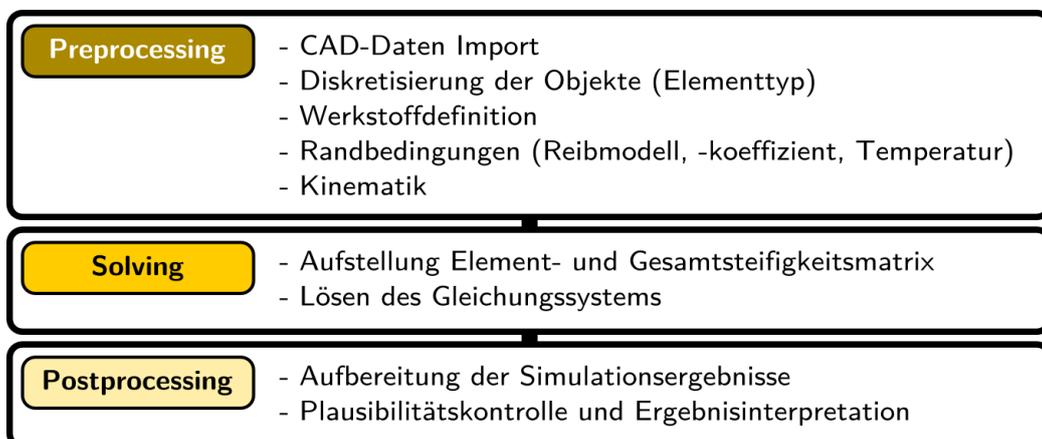


Abb. 2.14: Allgemeine Ablaufphasen einer numerischen Simulation

Im Preprocessing wird das Simulationsmodell sukzessive aufgebaut, d.h. alle notwendigen Modellparameter (Geometrie, Diskretisierung, Reibmodell, -koeffizient, Temperaturen, Kinematik, Symmetriebedingungen, etc.) werden definiert. Im Solving findet anschließend die Berechnung

des numerischen Problems statt. Basis der Berechnungen ist die aus der Strukturdynamik bekannte Bewegungsgleichung (Differenzialgleichung 2. Ordnung) (2.1).

$$\mathbf{F}^t = \mathbf{M} \ddot{\mathbf{U}}^t + \mathbf{D} \dot{\mathbf{U}}^t + \mathbf{K} \mathbf{U}^t \quad (2.1)$$

$$\mathbf{F}^t = \mathbf{K} \mathbf{U}^t \quad (2.2)$$

In der Massivumformung werden im Wesentlichen keine dynamische Prozesse betrachtet, wodurch die Masse- und Dämpfungsmatrizen (\mathbf{M} , \mathbf{D}) vernachlässigt werden können und sich somit die Bewegungsgleichung reduziert zur sogenannten *Grundgleichung der FEM* (2.2).

Der von außen wirkende Kraftvektor \mathbf{F}^t befindet sich im Gleichgewicht mit der Gesamtsteifigkeit \mathbf{K} des deformierbaren Körpers und dessen Verschiebungsvektor \mathbf{U}^t .

Im Solver entwickelt der Berechnungsalgorithmus aus den Elementsteifigkeiten des diskretisierten Körpers eine Gesamtsteifigkeitsmatrix und koppelt diese mit den Zwangsbedingungen (äußerer Kraftvektor, Kinematik). Im Anschluss erfolgt das Lösen des komplexen Gleichungssystems, woraus sich dann die Verschiebungen ergeben. Auf Basis dieser Verschiebungen werden letztendlich die wirkenden Spannungen und daraus die resultierenden Kräfte sowie weitere skalare und vektorielle Größen abgeleitet.

Die Zeitintegration kann bei numerischen Methoden explizit oder implizit erfolgen. Bei der expliziten Betrachtungsweise wird das kinematische Gleichgewicht zum Zeitpunkt t betrachtet, um dann die Verschiebungen zum Zeitpunkt $t + \delta t$ zu ermitteln. Mithilfe der zentralen Differenzenmethode wird die Geschwindigkeit (2.3) und Beschleunigung (2.4) zum Zeitpunkt t in der Bewegungsgleichung 2.5 substituiert.

$$\dot{\mathbf{U}}^t = \frac{\mathbf{U}^{(t+\delta t)} - \mathbf{U}^{(t-\delta t)}}{2\delta t} \quad (2.3)$$

$$\ddot{\mathbf{U}}^t = \frac{\mathbf{U}^{(t-\delta t)} - 2\mathbf{U}^t + \mathbf{U}^{(t+\delta t)}}{\delta t^2} \quad (2.4)$$

$$\mathbf{F}^t = \mathbf{M} \frac{\mathbf{U}^{(t-\delta t)} - 2\mathbf{U}^t + \mathbf{U}^{(t+\delta t)}}{\delta t^2} + \mathbf{D} \frac{\mathbf{U}^{(t+\delta t)} - \mathbf{U}^{(t-\delta t)}}{2\delta t} + \mathbf{K} \mathbf{U}^t \quad (2.5)$$

Da die Zeitpunkte $t - \delta t$ und t bekannt sind, können letztendlich die Verschiebungen zum Zeitpunkt $t + \delta t$ ermittelt werden. Dadurch wird die globale Lösung durch das Lösen der Bewegungsgleichung auf Elementebene erzielt [12].

Beim impliziten Zeitintegrationsverfahren wird direkt der Zeitpunkt $t + \delta t$ betrachtet. Dafür ist es notwendig, eine iterative Ermittlung des Gleichgewichtszustandes mittels nicht-linearen Berechnungen durchzuführen. Dabei wird der von außen wirkenden Kraftvektor \mathbf{F} ins Gleichgewicht

zu dem innen wirkenden Kraftvektor \mathbf{I} gesetzt (2.6).

$$0 = \mathbf{F}^{(t+\delta t)} - \mathbf{I}^{(t+\delta t)} \quad (2.6)$$

$$\delta \mathbf{F}^{(i-1)} = \mathbf{F}^{(t+\delta t)} - \mathbf{I}^{(t+\delta t)(i-1)} \quad (2.7)$$

$$\mathbf{K}^{(t+\delta t)(i-1)} \delta \mathbf{U}^{(i)} = \delta \mathbf{F}^{(i-1)} \quad (2.8)$$

$$\mathbf{U}^{(t+\delta t)(i)} = \mathbf{U}^{(t+\delta t)(i-1)} + \delta \mathbf{U}^{(i)} \quad (2.9)$$

Unter Anwendung eines Iterationsverfahrens, bspw. Newton-Raphson, und bei lastunabhängigen Verschiebungen werden bei diesem Ansatz für $i = 1, 2, 3, \dots$ die Beziehungen (2.7- 2.9) gelöst. Bei Vernachlässigung der Trägheits- und Dämpfungsmatrix (\mathbf{M} , \mathbf{D}) sowie der Anwendung der Tangentensteifigkeitsmatrix $\mathbf{K}^{(t + \delta t)(i - 1)}$ ergibt sich die Gleichung (2.8). Unter Beachtung des Iterationsschemas (2.9) wird zum Zeitpunkt $t + \delta t$ und der Iteration ($i - 1$) der Zustand des Finite-Elemente-Systems ermittelt. Die Iteration wird so lange durchgeführt, bis die Verschiebungsinkremente $\delta \mathbf{U}^{(i)}$ oder der Lastvektor $\delta \mathbf{F}^{(i-1)}$ minimal klein sind. Weiterführende Literatur mit dem Schwerpunkt Zeitintegrationsverfahren und Konvergenzkriterien findet sich in Bathe [12].

Das abschließende Postprocessing ermöglicht dem Anwender eine detaillierte Auswertung der skalaren und vektoriellen Simulationsergebnisse, abhängig von Fragestellung und Anwendungsfall. Die kritische Beurteilung der Simulationsergebnisse auf Plausibilität obliegt dem Berechnungsingenieur. Das FE-System berechnet das, was im Preprocessing definiert wurde. Die Sinnhaftigkeit der Eingaben kann das FE-System nicht überprüfen, vielmehr nur, ob alle notwendigen Eingabeparameter festgelegt wurden. Die gewissenhafte Modellierung und Interpretation der Ergebnisse ist die Kernkompetenz des Berechnungsingenieurs. Die Abbildung 2.15 zeigt eine mögliche Stufung der Ergebnisauswertung.



Abb. 2.15: Darstellung der hierarchischen Auswertungsstruktur eines umformtechnischen Problems, [79]

Anhand des Gesenkschmiedens wird im Folgenden die Auswertungsstruktur beispielhaft erklärt. Die Analyse des Werkstoffflusses ist ein essenzieller Bestandteil bei den numerischen Untersuchungen von Umformprozessen. Der wesentliche Aspekt beim Gesenkschmieden ist die vollständige Ausfüllung der Gravur, wobei durch die Ausbildung des Grats der Werkstofffluss gezielt gesteuert wird. Durch die Optimierung der Vorform, d.h., durch die Adaption der Geometrie erfolgt in aller Regel eine Reduktion der Masse. Dadurch lassen sich erhebliche Vorteile hinsichtlich des Materialeinsatzes (Kosten) erzielen. Des Weiteren erfolgt dadurch eine Reduktion der notwendigen Prozesskräfte und damit einhergehend eine Minimierung des Werkzeugverschleißes.

Durch die Analyse von deformierbaren Werkzeugen sowie definierter Variation von Prozessparametern (Temperaturen, tribologisches System) können zusätzliche Effekte hinsichtlich einer Prozess- bzw. Werkzeugoptimierung gewonnen werden. Aufbauend auf diesen Erkenntnissen ist es möglich, durch geschickte Prozessführung das Gefüge des Schmiedebauteils einzustellen und den maximalen Wirkungsgrad des eingesetzten Werkstoffes zu erhalten.

2.4.2 Simulation von Werkstoffverbunden

Die Anwendung der numerischen Methoden auf hybride Verbunde bzw. Werkstoffverbunde, insbesondere für das Verbundschmieden, ist neu und noch nicht weit verbreitet. Im nationalen sowie internationalen Bereich konnten nur zwei relevante wissenschaftliche Ansätze hinsichtlich der numerischen Analyse des Verbundschmiedens ermittelt werden. Behrens u. a. [17] untersuchten dabei mithilfe der numerischen Methoden die induktive Erwärmung von Stahl-Aluminiumbauteilen ohne den eigentlichen Schmiedevorgang selbst abzubilden. Der Fokus lag lediglich auf der Bestimmung eines optimalen Prozessfensters, um derartige hybride Verbunde effizient induktiv zu erwärmen und letztendlich umzuformen.

Feuerhack u.a. [37–39] analysierten das Formänderungsvermögen von hybriden Al-Mg-Verbunden. Der Schwerpunkt der Untersuchungen lag auf den Grundbeanspruchungsarten des Schmiedens (Stauchen, Breiten und Steigen), wobei die experimentellen Methoden durch numerische Simulationen unterstützt wurden. Um den stoffschlüssigen Werkstoffverbund zu repräsentieren, wurde die Kontaktbedingung zwischen den Verbundpartnern mit *Haften* definiert. Die numerischen Ergebnisse zeigten dabei eine gute Übereinstimmung mit der Realität.

Das Verbundstrangpressen besitzt hinsichtlich der Kontaktbedingung zwischen Kern- und Mantelwerkstoff ähnliche Randbedingungen in der numerischen Simulation wie das Verbundschmieden. Kittner [57] nutzte ebenfalls die Kontaktbedingung *Haften*, um die Simulation von hybriden Al-Mg-Verbunden zu realisieren. Ein weiterer Ansatz ist die Definition einer hohen Reibung zwischen den Verbundpartnern, wobei oftmals das Reibmodell von Tresca mit einem Reibfaktor $m > 0,7$ angewendet wird [76]. Literaturquellen für eine Modellierung der vorhandenen bzw. sich ausbildenden Grenzschicht (intermetallische Phasen) konnten nicht ermittelt werden.

Weitere Aspekte zur Anwendung der numerischen Methoden beim Strangpressen sind die Vorhersage der Verbundqualität [57] sowie des Strangaustritts (Kern eilt voraus, Mantel eilt voraus,

gleichmäßiger Austritt, vgl. Abb. 2.16) für verschiedene Pressverhältnisse bzw. Werkstoffpaarungen [76] und die Bestimmung des Schädigungsverhaltens (Kernabrisse, Scherzonen, vgl. Abb. 2.17) [56, 96], um somit das Verbundstrangpressen ganzheitlich zu betrachten.

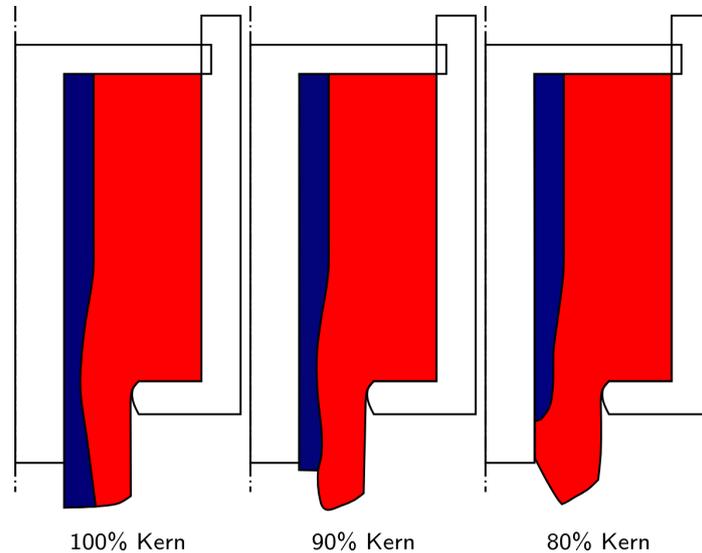


Abb. 2.16: Simulationsergebnis mit DEFORM-2D bei verschiedenen Pressverhältnissen und dessen Auswirkungen auf den Strangaustritt bei der Herstellung von Bimetallrohren nach Misiolek und Sikka [76]

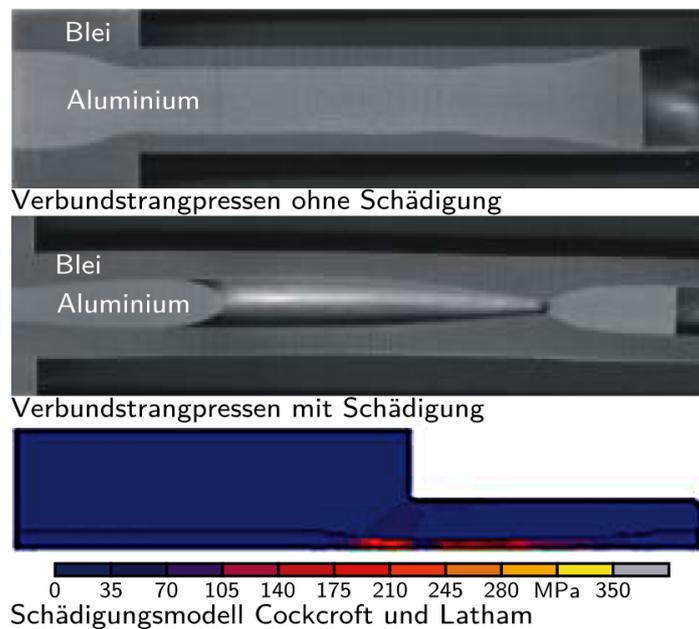


Abb. 2.17: Verbundstrangpressen von Blei/Aluminium ohne und mit Schädigung, Simulationsergebnis des Schädigungsmodells Cockcroft und Latham mit MSC.Marc nach Ryzinska und Sliwa [96]

Aufgrund der unterschiedlichen Prozesscharakteristika lassen sich die Erkenntnisse der numerischen Methoden vom Verbundstrangpressen nur bedingt auf das Verbundschmieden übertragen. Einzig die numerische Modellentwicklung bezüglich der Kontaktbedingung (Haften, hohe Reibung) sowie die Anwendung makromechanischer Schädigungsmodelle (bspw. Cockcroft und Latham) lassen sich zweckmäßig auf die vorliegende Arbeit des hybriden Verbundschmiedens anwenden.

Die numerischen Methoden für hybride Verbunde im Bereich der Massivumformung stehen im Augenblick am Anfang ihrer Entwicklung. Die Herausforderungen liegen insbesondere bei den Kontaktbedingungen zwischen den Verbundwerkstoffen und der Abbildung von Grenzschichten.

2.4.3 Schädigungsmodelle

Reissner [89] vermittelt einen guten Überblick über die vorhandenen Schädigungsmodelle (Bruchkriterien), deren Definition sowie ihre Anwendung in der Umformtechnik. Im Wesentlichen existieren zwei grundlegende Modelltypen:

- makromechanische Schädigungsmodelle
- mikromechanische Schädigungsmodelle

Diese beiden Betrachtungsweisen fokussieren im Fall der makromechanischen Bruchkriterien hauptsächlich die vorherrschenden Dehnungen und Spannungen. Dabei wird noch in dehnungsabhängige sowie dehnungsunabhängige makromechanische Schädigungsmodelle differenziert. Die dehnungsunabhängigen Bruchkriterien sind vergleichbar mit den Grenzformänderungskurven in der Blechumformung [89]. Derartige Bruchkriterien haben sich in der Massivumformung nicht durchgesetzt, da aufgrund des mehrachsigen Spannungszustandes unterschiedliche Randbedingungen zum Versagensfall führen, und dehnungsunabhängige Bruchkriterien dies nur ungenügend abbilden, können [64].

Die dehnungsabhängigen, auch integrale Bruchkriterien genannt, basieren auf dem inkrementellen Spannungs- und Formänderungszuwachs entlang der umformtechnischen Belastung. Durch die Aufsummierung, daher die Bezeichnung integrale Schädigungsmodelle, wird ein kritischer Schädigungsbeiwert $D_{\text{krit.}}$ definiert, bei dessen Erreichen das kritische Verhältnis überschritten wird und somit das Werkstoffversagen auftritt. Die Gleichungen 2.10 und 2.11 von Cockcroft und Latham [23] und Ayada u. a. [8] sollen hier exemplarisch als Vertreter der dehnungsabhängigen Bruchkriterien genannt werden. Derartige Schädigungsmodelle sind in den meisten FE-Systemen implementiert und stehen dem Anwender zur Verfügung.

$$\text{Cockcroft \& Latham, } D_{\text{krit.}} = \int_0^{\varphi_v} \frac{\sigma_1}{\sigma_v} d\varphi_v \quad (2.10)$$

$$\text{Ayada \& Higashino, } D_{\text{krit.}} = \int_0^{\varphi_v} \frac{\sigma_m}{\sigma_v} d\varphi_v \quad (2.11)$$

Die mikromechanischen Bruchkriterien verfolgen den Ansatz der direkten Modellierung der Schädigung im Werkstoff an sich. Dabei erfolgt die Berechnung der Schädigung auf Basis eines Porenvolumens f und der Aufsummierung der Porenzunahme df basierend auf Porenneubildung und -wachstum, siehe Gleichung 2.12 [64].

$$D_{\text{krit.}} = f + df_{\text{Neubildung}} + df_{\text{Wachstum}} \quad (2.12)$$

Durch dieses Porenvolumen wird die Festigkeit des Werkstoffes herabgesetzt und somit dessen Belastbarkeit reduziert. Die Bruchinitiierung beruht auf dem Erreichen eines kritischen Porenvolumens. Durch die Kombination eines Initiierungsmodells, des Wachstumsmodells und einer spezifischen Fließfunktion ergeben sich je nach Modellansatz unterschiedliche kritische Porenvolumina [89]. Als wichtige Vertreter derartiger mikromechanischer Schädigungsmodelle sind Rice und Tracey [90], McClintock u. a. [75] und Oyane u. a. [86] zu benennen.

3 Halbzeugherstellung und Weiterverarbeitung von Al-Mg-Verbunden

Die Ausgangsbasis für die experimentellen Untersuchungen sind die hybriden Al-Mg-Verbunde. Im folgenden Kapitel wird deren Herstellung sowie die Konzeptionierung, Konstruktion und Fertigung der Umformwerkzeuge erläutert. Des Weiteren werden die Analysemethoden vorgestellt, mit denen das Formänderungsvermögen dieser hybriden Verbunde charakterisiert wird.

3.1 Halbzeugherstellung Al-Mg-Verbunde

Der hybride Al-Mg-Verbund besteht aus dem Mantelwerkstoff AlMgSi1 sowie dem Kernwerkstoff AZ31. Durch die gemeinsame Umformung bildet sich basierend auf Diffusionsvorgängen eine Grenzschicht mit den intermetallischen Phasen aus β -Al-Mg und γ -Al-Mg. Die Herstellung der hybriden Al-Mg-Verbunde wurde bereits detailliert von Kittner [57] untersucht und optimiert. Der stoffschlüssige hybride Al-Mg-Verbund ist die Basis der experimentellen Untersuchungen.

In Abbildung 3.1 wird das Verfahrensprinzip des hydrostatischen Strangpressens für die Herstellung der hybriden Al-Mg-Verbunde veranschaulicht. Der Pressbolzen, zusammengesetzt aus dem Magnesiumkern ($\varnothing 60$ mm) und dem Aluminiummantel ($\varnothing 80$ mm), wird in der Matrize fixiert und anschließend zusammen mit der Matrize im Adapter befestigt. Danach umschließt der Container die Matrize mit dem gefügten Pressbolzen und das Druckmedium (Rizinusöl) wird eingebracht. Durch den Vorschub des Stempels und der allseitigen Druckinduzierung erfolgt die Verpressung (Pressverhältnis $\lambda_R = 16$) des Pressbolzens zum hybriden Strang ($\varnothing 20$ mm, $s_{Al} = 2,5$ mm, Stranglänge 4000-5000 mm).

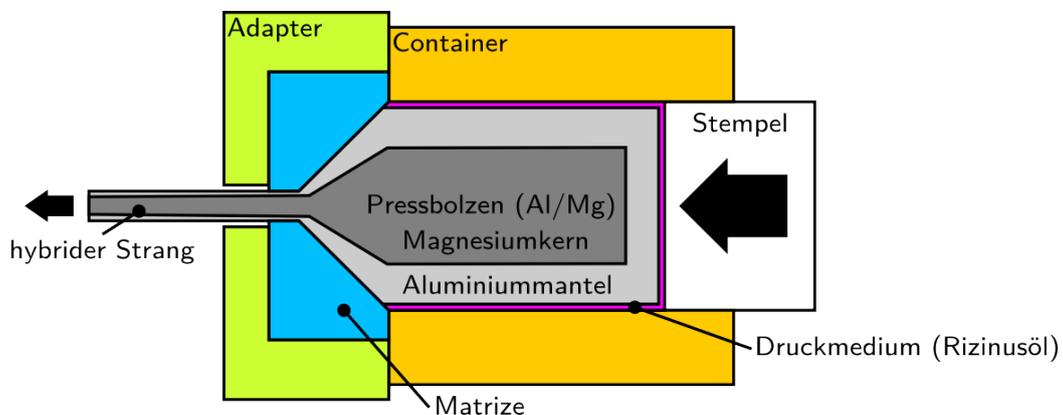


Abb. 3.1: Prinzip des hydrostatischen Strangpressens von hybriden Verbunden

3.2 Experimentierstand

Die für die vorliegende Arbeit verwendeten Halbzeuge wurden bei der Fa. CEP GmbH in Freiberg nach dem beschriebenen Verfahrensvorgang gefertigt. Die Abbildung 3.2 zeigt die Maschine der Fa. ASEA/ABB mit einer Nennkraft von 12 MN bei maximal 14.000 bar Pressdruck.



Abb. 3.2: Die hydrostatische Strangpressanlage der Fa. CEP in Freiberg

3.2 Experimentierstand

Der Experimentierstand der Professur Virtuelle Fertigungstechnik (ViF) befindet sich im dazugehörigen Versuchsfeld und besteht aus den Komponenten:

- Umformmaschine (mechanische Presse)
- Messtechnik (Kraftmessdose, Wegaufnehmer, Messsystem)
- Temperierregelgerät für Erwärmung des Ober- und Untergesenks
- Kammerofen.

In Abbildung 3.3 wird der gesamte Versuchsaufbau mit allen wesentlichen Komponenten dargestellt.



Abb. 3.3: Darstellung des Experimentierstands mit allen wesentlichen Komponenten

3.2.1 Umformmaschine

Für die experimentellen Untersuchungen wurde die Doppelständer-Exzenterpresse PED 100.3-S4 (Anhang A) der Fa. Raster Zeulenroda verwendet. Diese klassische Exzenterpresse gehört zu dem Typus der weggebundenen Umformmaschinen. Diese sind dadurch gekennzeichnet, dass durch den mechanischen Antrieb (Kurbel- oder Exzenterantrieb) mittels eines Koppel- bzw. Zahnradgetriebes die Bewegung des Antriebes auf den Stößel übertragen wird. Derartige Umformmaschinen verfügen aufgrund ihres geringeren Energiebedarfs über einen besseren Wirkungsgrad als kraftgebundene (hydraulische) Pressen. Durch die Bauweise, insbesondere die Wegbindung, ist der Stößelkinematik jedoch in gewissen Bereichen Grenzen gesetzt [33].

Die wichtigsten Maschinenparameter sind der Kurbelradius R (40,5 mm), Schubstangenverhältnis λ (0,057857) und die Umdrehungsgeschwindigkeit n (80 min^{-1}) des Antriebs. Mithilfe der Gleichung 3.1 sowie 3.2 lässt sich nach Doege und Behrens [33] der Stößelweg $s_{\text{Stößel}}$ sowie die Stößelgeschwindigkeit einfach berechnen. Eine beispielhafte Darstellung der Kinematik findet sich im Kapitel 5.3.4.

$$s_{\text{Stößel}}(\alpha, R, \lambda) = R \left\{ (1 - \cos\alpha) - \frac{\lambda}{4} + \frac{\lambda}{4} \cos 2\alpha \right\} \quad (3.1)$$

$$\dot{s}_{\text{Stößel}}(\alpha, R, \lambda) = R \cdot \omega \left(\sin\alpha - \frac{\lambda}{2} \sin 2\alpha \right) \quad (3.2)$$

3.2.2 Werkzeugtemperierung

Die experimentellen Untersuchungen beinhaltenden auch die Ermittlung der Einflüsse der Gesenktemperatur auf die Umformbarkeit der Al-Mg-Verbunde. In diesem Rahmen wurden Gesenkttemperaturen T_{Gesenk} von 25 °C und 200 °C untersucht. Zur Realisierung der Temperierung der Gesenkeinsätze erfolgte die Verwendung von Heizpatronen (Typ Z111) der Fa. HASCO, die eine maximale Temperierung bis 400 °C ermöglichen.

Für die Gewährleistung des Arbeitsschutzes sowie der Absicherung der Messtechnik war es erforderlich, die Werkzeugaufnahme mit einem schlüssigen Isolierungskonzept zu versehen. Basierend auf den CAD-Daten der Werkzeugaufnahme sowie unter Berücksichtigung der vorherrschenden Randparameter (Temperatur, Belastungen, Bauraum) erfolgte durch die Fa. Dotherm die Entwicklung der Isolierungsmatrize mit dem Werkstoff Dotherm[®] 1100. Der ausgewählte Isolierwerkstoff garantiert eine hervorragende Temperaturabschirmung bei gleichzeitigen belastungsgerechten Materialeigenschaften. Durch die gestalterischen Maßnahmen konnte die Durchführung der experimentellen Untersuchungen systematisch und reproduzierbar erfolgen.

3.2.3 Messtechnik

Zur Ermittlung der Pressenkraft wurde die Quarz-Kraftmessdose 9091A der Fa. Kistler verwendet. Die Quarz-Kraftmessdose verfügt über einen Messbereich von 0 bis 1.200 kN mit einer Empfindlichkeit von -2,2 pC/N. Diese war zwischen dem Aufspanntisch und der Werkzeugauf-

nahme montiert. Aufgrund der Temperiereinheit war eine zusätzliche Kühleinheit notwendig, um die maximal zulässige Betriebstemperatur von 100 °C der Kraftmessdose nicht zu überschreiten.

Die Wegaufnahme des Stößelweges wurde mit einem induktiven Wegmesssystem (Typ WA T) der Fa. HBM realisiert. Die Nennwegaufnahme beträgt 100 mm mit einer Linearitätsabweichung von $\pm 0,02$ Prozent. Die Signale des Wegmesssystems und der Kraftmessdose wurden mit dem Messverstärker Spider 8 der Fa. HBM GmbH verarbeitet und mit der Software BEAM™ der Fa. AMS GmbH aufgezeichnet. Die Messdaten wurden grafisch sowie tabellarisch aufbereitet und direkt in das Datenformat von MS Excel™ übertragen.

Die Temperaturmessung erfolgte mit dem Thermografiesystem (Infrarot) VarioCAM hr head 780/30 der Fa. INFRATEC. Die VarioCAM ist ein Messgerät, welches speziell für die Temperaturmessung bei höchster Temperatur- und Ortsauflösung entwickelt wurde. Nach der Kalibrierung des Messsystems erfolgte die Übermittlung der Messdaten direkt an den Messrechner. In der grafischen Benutzeroberfläche der Software IRBIS®Professional 3 konnten die Messdaten aufbereitet, bewertet und abschließend zur Dokumentation gespeichert werden.

3.2.4 Schmierstoff

Als Schmierstoff kam Gleitmo 820 der Fa. Gleitmolybdän Schmierstoff GmbH zum Einsatz. Dieser auf Molybdän basierende Schmierstoff ist geeignet für Schmiedetemperaturen von -20 °C bis 450 °C. Durch dessen gute viskose Eigenschaften sowie der exzellenten Benetzungsfähigkeit konnte die Schmierung der Schmiedeversuche sicher und reproduzierbar durchgeführt werden.

3.3 Werkzeugkonzept

Für die Untersuchungen stand eine Gesenkaufnahme mit integrierter Kühlung zur Verfügung, vgl. Abb. 3.3. Dieser Aufbau ermöglicht die Verwendung verschiedener Gesenkeinsätze, wodurch die unterschiedlichen experimentellen Schmiedeversuche effizient durchgeführt werden konnten. Das Werkzeugkonzept orientiert sich im Wesentlichen an den drei elementaren Grundbeanspruchungsarten Stauchen, Breiten und Steigen. Auf Basis dieser drei Grundbeanspruchungsarten erfolgte die Entwicklung von drei Gesenken:

- Gesenk zum Stauchen
- Gesenk zum Breiten
- Gesenk zum Steigen

Jedes Gesenk wurde individuell prozessspezifisch ausgelegt und an den jeweiligen Schmiedeprozess angepasst. Die Merkmale der einzelnen Gesenkvarianten werden im Abschnitt 3.4 erörtert. Aufbauend auf den Erkenntnissen der grundlegenden Schmiedeprozesse erfolgte, in einem zweiten Schritt, die Entwicklung eines **SMART**-Bodys, der möglichst viele unterschiedliche Formelemente beinhaltet. SMART-Body steht für ein komplexes Bauteil mit den formgebenden Prozessen

Stauhen, **MA**sseverteilung, **BR**eiten, **ST**eigen, welcher die Gesamtheit dieser Schmiedeprozesse integrativ verknüpft, vgl. Abb. 3.4. Durch die Erhöhung der Komplexität sowie der Verwendung von praxisnahen Geometrieformen werden der Werkstofffluss und die Grenzschicht anwendungsorientiert beansprucht.

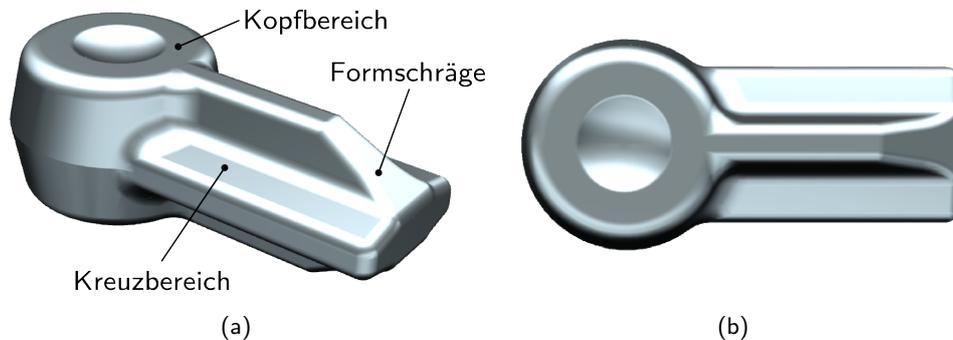


Abb. 3.4: CAD-Darstellung des SMART-Bodys, (a) Isometrische Ansicht, (b) Draufsicht

Die Auslegung der Gesenkgravuren erfolgte in Anlehnung der DIN 7523-2 [25] und Herbertz u. a. [52]¹. Die DIN 7523-2 bezieht sich auf Stahlschmiedestücke, wobei das Regelwerk auch auf NE-Metalle angewendet werden kann. Die wichtigsten Parameter für die Gesenkgestaltung hinsichtlich des realisierten Stauchgesenkes, des Steiggesenks und des SMART-Bodys sind:

- r_{RK} – Rippenkopfradien
- s_R – Rippenbreite
- h_R – Rippenhöhe
- b_{Gbl} – Gratbahnlänge
- s_{Grat} – Gratspalt

Aufgrund der vergleichsweise geringen Dimensionen der Halbzeuge sowie des vorgegebenen Einbauraums der Gesenke erfolgte eine Modifikation der vorgegebenen DIN Richtwerte. Für die Ermittlung des Gratspalts s_{Grat} wurde die Gleichung nach Vieregge genutzt, siehe Gl. 3.3 [69]. Bei den geometrischen Abmaßen des Stranges mit dem Durchmesser d_{AI} von 20 mm und einer maximalen Gravurbreite b_G von 22 mm ergibt sich somit ein Gratspalt s_{Grat} von 0,6 mm.

Die Gratbahnlänge b_{Gbl} wurde unter Berücksichtigung der Kombination der Formfüllvorgänge Steigen und Breiten sowie den SMART-Body Dimensionen mithilfe der Gleichung 3.4 berechnet. Das Gratbahn-Gratspalt-Verhältnis beträgt 8, wodurch sich eine aufgerundete Gratbahnlänge b_{Gbl} von 5 mm ergibt.

¹Nachfolgewerk für *Schmiedeteile Gestaltung Anwendung Beispiele*, ISBN 3-928726-12-9, [108]

3.4 Konstruktion der Gesenkeinsätze

Für den Schmiedeprozess Steigen erfolgte eine leichte Modifikation des Gratbahn-Gratspalt-Verhältnisses von 8 auf 10, um das Steigen in die Gravur zu forcieren. Aufgrund der veränderten Gesenkgravur ergibt sich eine Gratbahnlänge b_{Gbl} von 6 mm.

$$s_{Grat} = 0,017 \cdot x + \frac{1}{\sqrt{(x+5)}} \quad (3.3)$$

$$\frac{b_{Gbl}}{s_{Grat}} = \frac{30}{\sqrt[3]{x \left[1 + \frac{2x^2}{h(2r_h+x)} \right]}} \quad (3.4)$$

In der Tabelle 3.1 sind abschließend alle wesentlichen Konstruktionsparameter für das Stauchen, Steigen und des SMART-Bodys aufgeführt.

Tab. 3.1: Übersicht der wesentlichen Konstruktionsparameter für die Schmiedeprozesse Stauchen, Steigen und SMART-Body

Schmiedeprozess	Konstruktionsparameter					
	r_{RK} [mm]	h_R [mm]	s_R [mm]	s_{Grat} [mm]	b_{Gbl} [mm]	R^\dagger [mm]
<i>Stauchen</i>	-	7,76*	-	variabel	3,0	2,0
<i>Steigen</i>	2,0	14,55	4,0	0,6	6,0	2,0
<i>SMART-Body</i>	2,0	7,33	5,0	0,6	5,0	2,0

[†]Größe der unbemaßten Radien

*Gesenktiefe

3.4 Konstruktion der Gesenkeinsätze

Die Gesenkeinsätze wurden mit dem CAD-System NX 7.5 der Fa. Siemens konstruiert und als Werkstoff der Werkzeugstahl 1.2344 (X40CrMoV5-1) festgelegt. Die Gesenkfertigung erfolgte beim Institut für Werkzeugmaschinen und Produktionsprozess (IWP) und die Oberflächenhärtung auf 54 ± 2 HRC zur Verschleißreduktion bei einem externen Dienstleister.

3.4.1 Gesenk zum Stauchen

Das Stauchen erweitert den Versuchsaufbau um ein Untergesenk mit einer einfachen Gravur. Hierbei lag der Fokus der Untersuchungen auf dem axialen Materialfluss, d.h., der hybride Verbund erfährt einen ähnlichen Werkstofffluss wie beim hydrostatischen Strangpressen. Das Gesenk wurde so spezifiziert, dass die Möglichkeit zum Gesenkschmieden mit Grat bestand. Durch die Anpassung der Gratstärke kann die Grenzschicht gezielt stufenweise belastet und somit Verfahrensgrenzen ausgelotet werden. Die Abbildung 3.5 verdeutlicht den Gesenkaufbau und stellt die wesentlichen Kenngrößen dar.

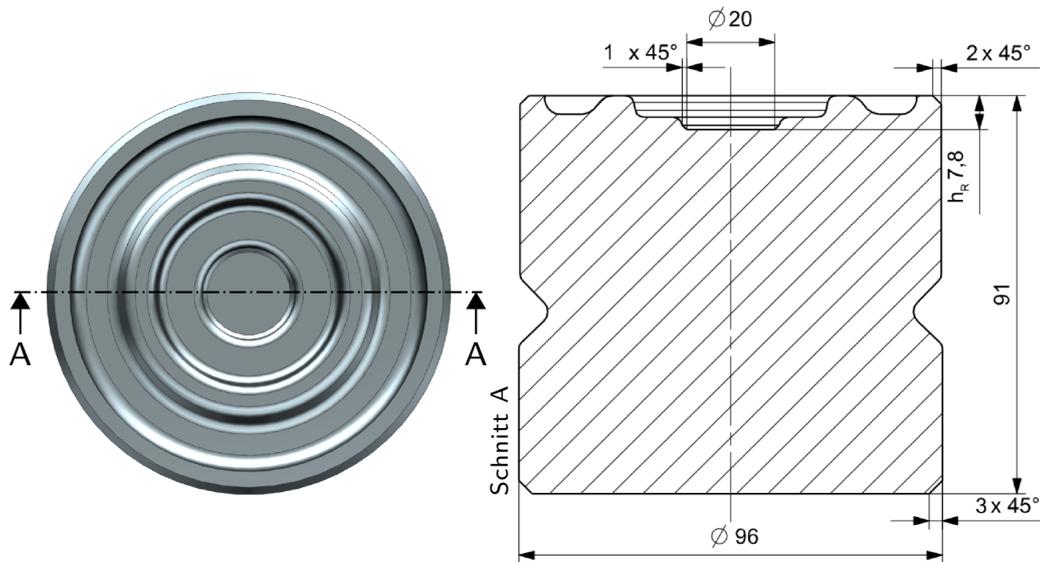


Abb. 3.5: 3-D-Modell des Gesenkeinsatzes zum Stauchen, Querschnitt

3.4.2 Gesenk zum Breiten

Für das Breiten wurden zwei plane Gesenke ohne Gravur gefertigt und verwendet. Durch den einfachen Versuchsaufbau und geringen Anforderungen an die Werkzeuge konnten schnell erste Ergebnisse bezüglich der Umformbarkeit der Al-Mg-Verbunde erzielt werden. Bei diesem Gesenktyp richtete sich der Untersuchungsschwerpunkt auf die radiale Belastungsrichtung des Al-Mg-Verbundes. Dabei fließt der Werkstoff hauptsächlich in Breitenrichtung, d.h. quer zur Extrusionsrichtung bei der Halbzeuherstellung.

3.4.3 Gesenk zum Steigen

Die Gestaltung des Steiggesenks orientiert sich an einem asymmetrischen Querschnitt, um eine möglichst gute Positionierung der Halbzeuge sowie die Möglichkeit des Steigens zu realisieren. Durch das Zusammenwirken der breiten Gratbahn und der hohen Rippe kann der Werkstofffluss entgegen der Werkzeugbewegung umgeleitet werden. An der Rippenflanke steigt der Werkstoff in den Rippenkopf und fließt simultan in den Gratbereich hinein. Dadurch wird insbesondere der Aluminiummantel sehr stark belastet und erfährt somit eine hohe Formänderung.

Diese für die Grenzschicht hochgradige Belastung soll detailliert untersucht und im Anschluss minimiert werden. Die Anpassung erfolgt u.a. durch die Modifikation des Mantel-Kern-Verhältnisses sowie der exzentrischen Verschiebung des Magnesiumkerns. Die Erläuterung zu den Optimierungsstrategien befindet sich im Kapitel 7.

In der Abbildung 3.6 sind die beiden Gesenke des Schmiedeprozesses Steigen dargestellt. Die relevanten Kenngrößen sowie die Formelemente sind in den Abbildungen 3.7(a) sowie 3.7(b) zusätzlich aufgeführt.

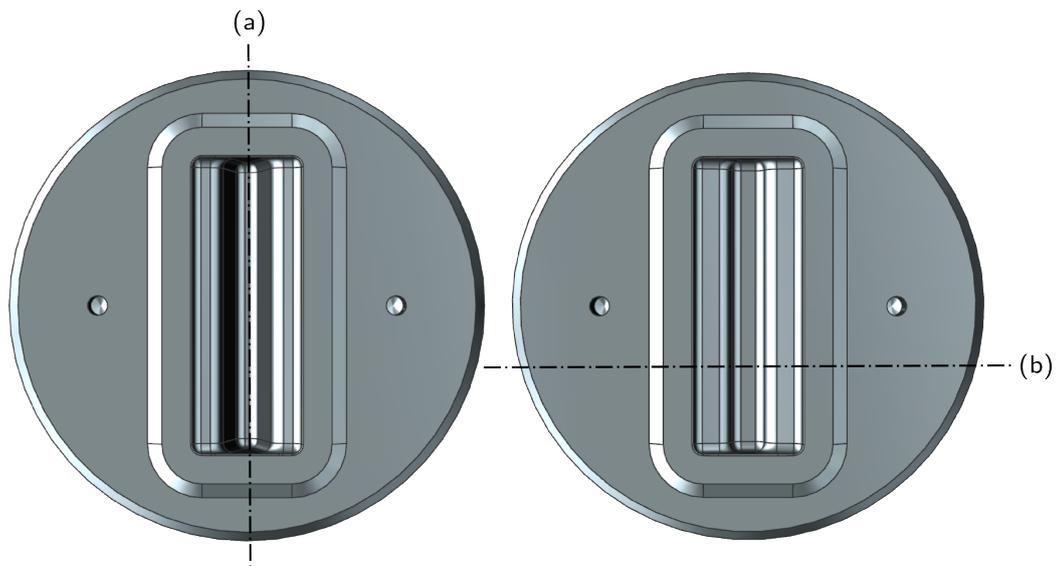


Abb. 3.6: 3-D-Modell des Gesenkeinsatzes für das Steigen, Querschnitt

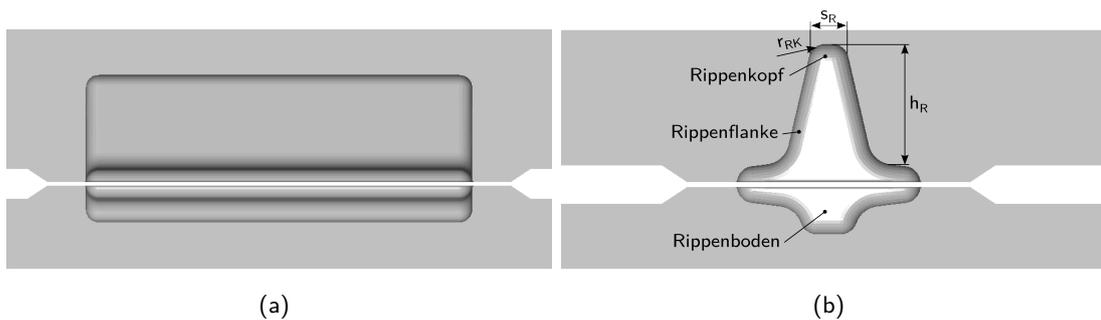


Abb. 3.7: Gesenk zum Steigen, (a) Längsschnitt, (b) Querschnitt

3.4.4 Gesenk des SMART-Bodys

Die Ableitung eines SMART-Bodys war dahin gehend notwendig, um den Al-Mg-Verbund unter komplexen Randbedingungen umzuformen. Durch die Integration der verschiedenen praxisorientierten Formelemente erfolgte eine Induzierung mehrachsiger Spannungszustände in der Grenzschicht, was für die spätere Anwendung derartiger hybrider Verbunde von besonderer Relevanz ist.

Der SMART-Body besitzt zwei unterschiedliche hauptformgebende Bereiche. Der erste Bereich ist der sogenannte runde Kopfbereich mit einer mittigen Vertiefung, vgl. Abb. 3.8. Dieses gängige Formelement wird sehr häufig bei der Auslegung von Pleuelstangen oder Spurstangen verwendet. Zur Realisierung dieses Formelements ist zunächst eine Masseverteilung notwendig, die durch Kopfanstauchen erreicht wurde.

Der zweite Bereich beinhaltet eine sogenannte Kreuzform mit einer Formschräge, welche die sehr häufig vorkommenden Rippen, Böden und Schrägen repräsentiert, vgl. Abb. 3.8. Durch die

3.4.4 Gesenk des SMART-Bodys

Kombination beider Bereiche werden häufig vorkommende Schmiedeprozesse in einem einzelnen Gesenk integriert.

Die Abbildung 3.8 veranschaulicht das SMART-Body-Gesenk. In der Abbildung 3.9 sind die relevanten Querschnitte mit den dazugehörigen Kenngrößen ergänzend dargestellt.

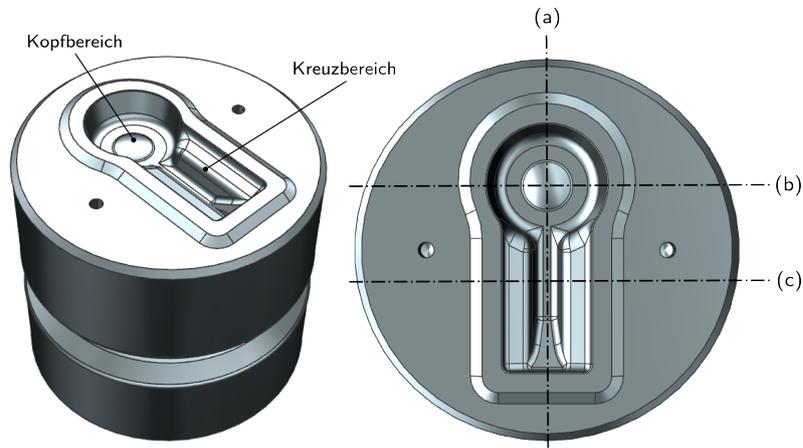


Abb. 3.8: 3-D-Modell des Gesenkes zum Schmieden des SMART-Bodys

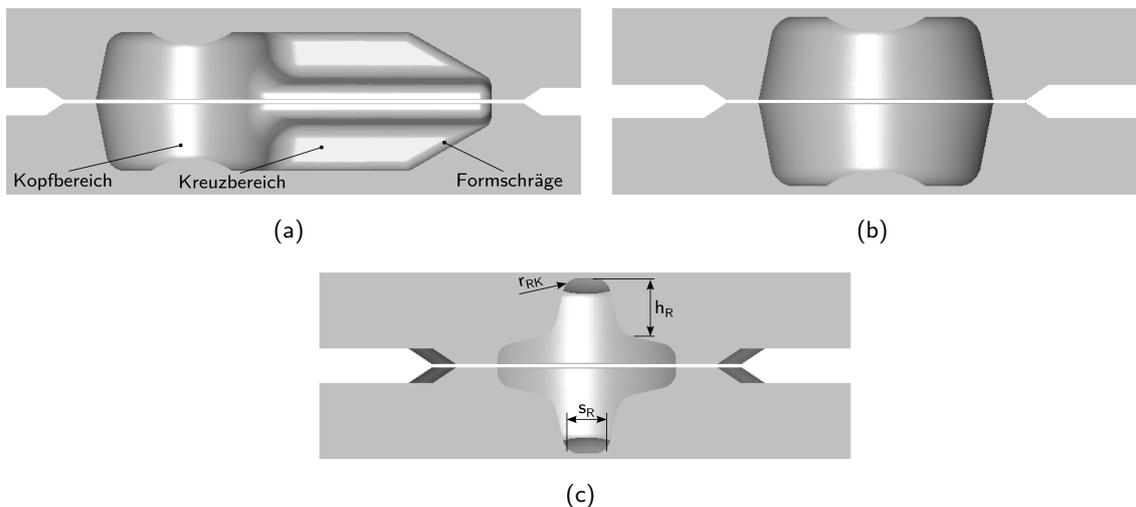


Abb. 3.9: (a) Längsschnitt durch das SMART-Body-Gesenk, (b) Querschnitt durch die Mitte des Kopfbereiches, (c) Querschnitt mittig des Kreuzbereiches

Gesenk zur Masseverteilung

Zur Realisierung der Masseverteilung wurde ein Gesenk zum Kopfanstauchen entworfen, welches in Abbildung 3.10 zu sehen ist. Durch die Gesenkgestaltung lassen sich die Halbzeuglänge sowie die Anstauchwege einfach variieren und gegebenenfalls anpassen.

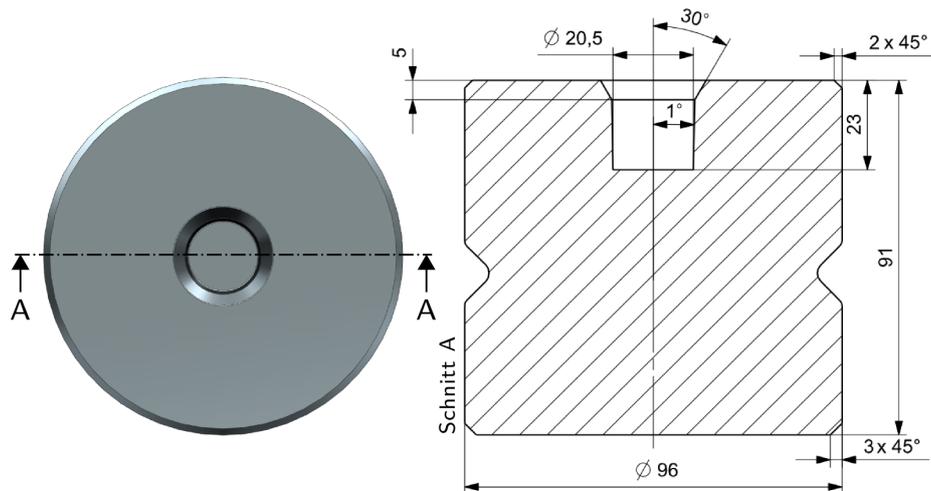


Abb. 3.10: 3-D-Modell des Anstauchgesenks für die Masseverteilung, Querschnitt

Aufgrund des geringen Bauraums bestand keine Möglichkeit, einen Auswerfer oder ähnliche Konstruktionen in den Versuchsstand zu integrieren. Daher wurden die Flanken um 1° konisch ausgelegt, um die Entfernung der Halbzeuge aus der Gravur zu gewährleisten.

3.5 Kinematik der Schmiedeprozesse

Die Schmiedeprozesse wurden alle auf der mechanischen Doppelständer-Exzenterpresse PED 100.3-S4 durchgeführt. Die wesentliche Kinematik unterscheidet sich prozessbedingt nur im Umformweg s_u . Dieser variiert von minimal $s_u = 2$ mm (Stufensetzversuch, Breiten) bis maximal $s_u = 40$ mm (Stauchern). Die Umformwege für die Schmiedeprozesse des Steigens und für den SMART-Body wurden entsprechend der Gratbildung ausgelegt, d.h., bei vollständiger Gratbahnausfüllung ist der notwendige Umformweg erreicht. Die Abbildung 3.11 und 3.12 veranschaulichen schematisch die Kinematik der vier Schmiedeprozesse.

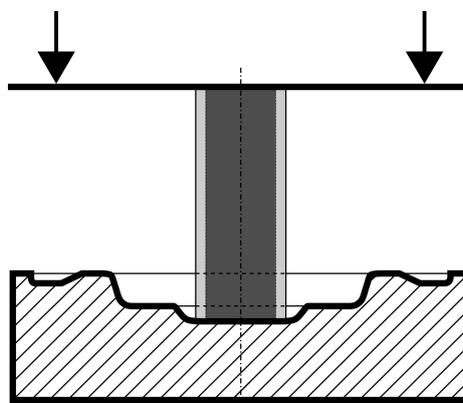


Abb. 3.11: Kinematik beim Schmiedeprozess Stauchen

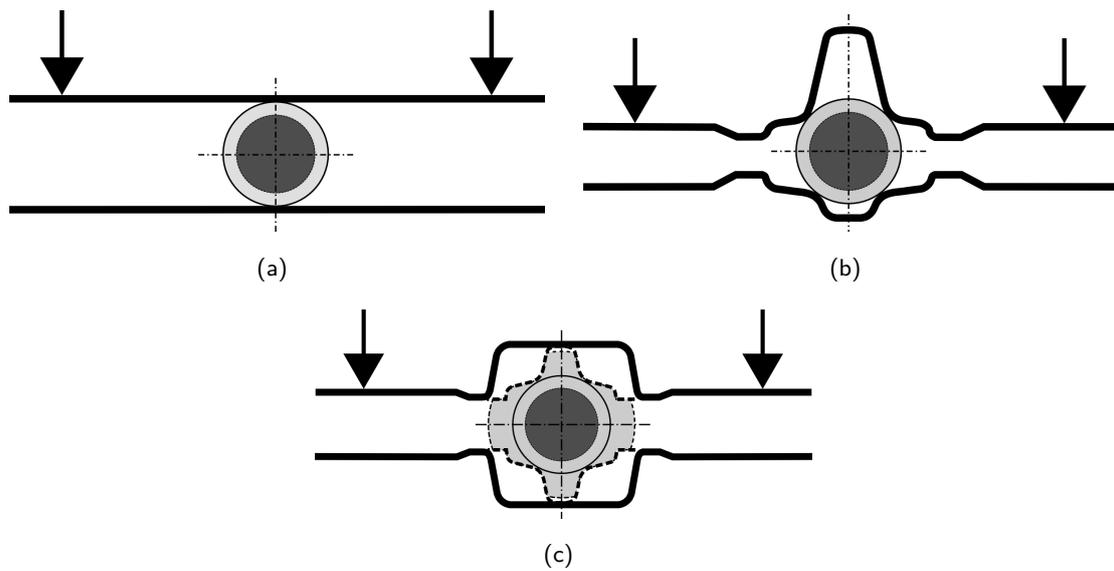


Abb. 3.12: Kinematik der Schmiedeprozesse, (a) Breiten, (b) Steigen, (c) SMART-Body

3.6 Analysemethoden

Zur detaillierten Analyse der Umformbarkeit der hybriden Al-Mg-Verbunde kamen verschiedene Methoden zum Einsatz. Für eine erste qualitative Beurteilung erfolgte die Anwendung der Farbeindringprüfung, welche zusätzlich durch metallografische Untersuchungen sinnvoll ergänzt wurden. Zur schnellen Erfassung bzw. Visualisierung der Analyseergebnisse wurde ein Beurteilungsschema (siehe Abschnitt 3.7) für die Verbundqualität definiert, wobei aber auch Aussagen hinsichtlich der Grenzschicht allgemein getroffen werden können.

3.6.1 Farbeindringprüfung

Die Farbeindringprüfung ist nach DIN EN 571-1 [29] ein schädigungsfreies Prüfverfahren, welches dadurch gekennzeichnet ist, dass durch Kapillarkräfte Risse in Oberflächen visualisiert werden können. Die Prüfmethode durchläuft stets die vier Phasen, vgl. Abb. 3.13:

1. Reinigung der Oberfläche
2. Einbringung des Kontrastmittels
3. Zwischenreinigung
4. Auftragung des Entwicklers

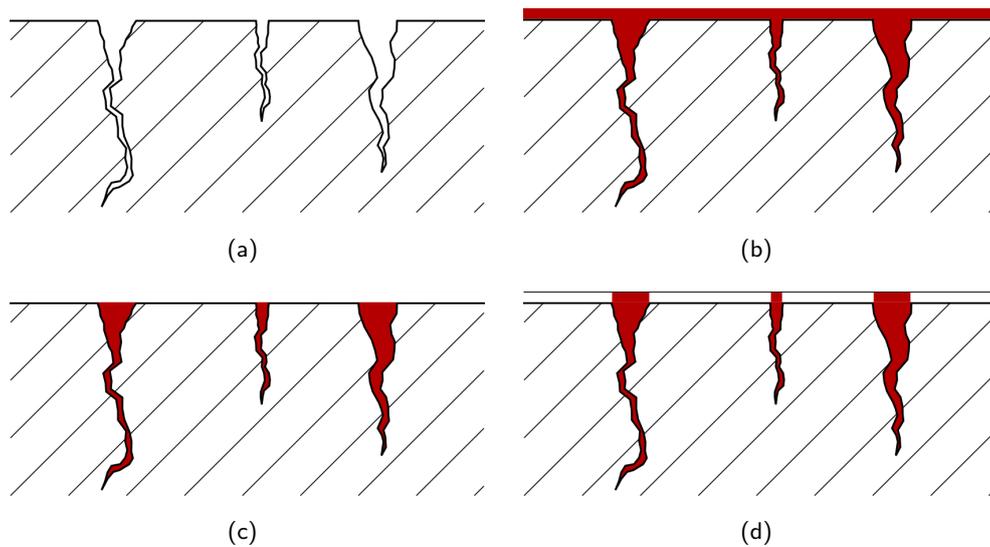


Abb. 3.13: (a) Fehlerhafte Oberfläche mit Rissen, (b) Auftragung des Kontrastmittels, (c) Trocknung und Zwischenreinigung der Oberfläche, (d) Indikatorauftrag zur Rissvisualisierung (rot/weiß)

Durch die Reinigung, oftmals mit Aceton, werden eventuelle Rückstände und Störmedien entfernt, um die Einbringung des Kontrastmittels optimal vorzubereiten, vgl. Abb. 3.13(a). Das rote flüssige Kontrastmittel (auf Wasserbasis) wird anschließend durch eine Feinverstäubung mittels Spraydose aufgetragen und der Einwirkzeitraum beträgt je nach Oberflächengröße zwischen 10 und 30 Minuten, vgl. Abb. 3.13(b). Der physikalische Effekt der Prüfmethode beruht auf der Kapillarkraft, die in Abhängigkeit der Oberflächenspannung des Fluids und der Grenzflächenspannung der festen Oberfläche darauf ausgerichtet ist, das Fluid in den Hohlraum zu ziehen.

Durch die Zwischenreinigung und Trocknung der Oberfläche wird der letzte Verfahrensschritt vorbereitet, vgl. Abb. 3.13(c). Das Auftragen des weißen Entwicklers (Kreidesuspension) stellt den abschließenden Prozessschritt dar, vgl. Abb. 3.13(d). Durch die hydrophile Eigenschaft der Kreide wird das wasserhaltige Kontrastmittel aus den Rissen gesogen und durch den hohen Kontrastwert (rot-weiß) werden mögliche Risse relativ einfach veranschaulicht.

Der große Vorteil dieser Methode beruht auf der einfachen Durchführbarkeit ohne viele Hilfsmittel, der einfachen Charakterisierung (rot = Risse, weiß = in Ordnung) sowie der geringen Durchführzeit. Die Güte bzw. Qualität der Methode ist im Wesentlichen limitiert durch die Aufbereitung der Proben. Schneiden (Sägen) ist als Trennverfahren ungeeignet, da mögliche vorhandene Risse/Schädigungen der Grenzschicht durch das Trennverfahren geschlossen werden und somit die Ergebnisse der Farbeindringprüfung verfälschen. Durch die Anwendung von Wasserstrahlschneiden bzw. Erodieren werden eventuelle Grenzschichtschädigungen durch die Trennmethode nicht weiter beeinflusst und die Farbeindringprüfung liefert zuverlässige Ergebnisse.

Die Farbeindringprüfung diente während der Experimente als Indikatormethode zur ersten qualitativen Beurteilung der Grenzschichtstabilität. Für die weiterführenden Untersuchungen

hinsichtlich der Grenzschichtdicke sowie weiterer Merkmale erfolgte der Einsatz von metallografischen Methoden.

3.6.2 Metallografische Methoden

Mittels der metallografischen Methoden wird das Gefüge von Werkstoffen betrachtet sowie beurteilt. Die metallografischen Methoden lassen sich auf Basis des Vergrößerungsbereiches in drei Kategorien unterteilen:

- Makroskopisch
- Lichtmikroskopisch
- Elektronenmikroskopisch

In Hornbogen und Warlimont [53] werden die wesentlichen Verfahren aufgeführt und die Wichtigsten näher beschrieben. Die Lichtmikroskopie gehört nach Hornbogen zu den ältesten und wichtigsten Methoden zur Gefügeuntersuchung. Diese Untersuchungsmethode beruht auf der Reflexion der Lichtstrahlen an einer ebenen, geschliffenen Probe mit der bildlichen Darstellung im Objektiv bzw. Kamera. Je nach Auflösungsvermögen der Optik und der Probenpräparation lassen sich unterschiedliche detaillierte Informationen vom Werkstoff ermitteln [53].

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden lichtmikroskopische sowie elektronenmikroskopische Aufnahmen der Grenzschicht am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik (IWW) erstellt und analysiert. Bei den elektronenmikroskopischen Aufnahmen wurde zusätzlich die Gefügestruktur mithilfe von Kikuchimustern (EBSD + EDX) bestimmt. Die Kikuchimuster entstehen durch die Beugung der rückgestreuten Elektronen im Rasterelektronenmikroskop, was dafür genutzt wird, um die Kristallstruktur sowie -orientierung zu ermitteln [3]. Die Anwendung der Kikuchimuster erfolgt bei der Visualisierung der Gefügestruktur mittels IQ-Maps, IPF-Maps sowie EBSD Phasen-Maps. IQ-Maps liefern eine Grauwertdarstellung der vorhandenen Mikrostruktur. IPF-Maps geben zusätzliche Informationen (farbliche Codierung) hinsichtlich der Kristallorientierung und die EBSD Phasen-Maps zeigen eine vereinfachte Darstellung der bekannten Phasen.

3.7 Beurteilungsschema

Die Beurteilung der umgeformten Proben erfolgte auf Basis eines definierten Ampelsystems, das eine schnelle und effektive Bewertung der einzelnen Versuchsproben ermöglicht. Die Tabelle 3.2 verdeutlicht die einzelnen Kategorien und deren Merkmale.

Tab. 3.2: Beurteilungsschema für die umgeformten Halbzeuge

Kennung	Beschreibung
	Der Al-Mg-Verbund ist entlang des Quer- bzw. Längsschnittes vollständig intakt, d.h., die Grenzschicht weist keine Schädigungen auf. Der Verbund gilt als ganzheitlich verbunden und wird somit als ideal und einwandfrei definiert.
	Der hybride Verbund ist entlang des Quer- bzw. Längsschnittes teilweise beschädigt und die Grenzschicht weist Risse bzw. Fragmente auf. Der Verbund gilt als partiell verbunden, d.h., in Umfangsrichtung ist die Grenzschicht bis zu maximal 25 % geschädigt.
	Die Grenzschicht des hybriden Verbundes ist so stark geschädigt, dass keine Verbindung zwischen den Werkstoffen mehr besteht. Der Verbund gilt als nicht verbunden und ist somit als mangelhaft zu beurteilen.

Das Bewertungssystem wird auf die Farbeindringprüfung, die metallografischen Analysen sowie zur Beurteilung des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens angewendet. Durch die Verwendung des einheitlichen Beurteilungsschemas können die Ergebnisse der einzelnen Methoden sehr gut miteinander verglichen werden und beschriebene Rückschlüsse sind leicht nachvollziehbar.

4 Experimentelle Untersuchungen

In diesem Kapitel wird der experimentelle Versuchsplan und die dazugehörigen Randbedingungen vorgestellt. Auf Basis der experimentellen Beobachtungen erfolgt die Ableitung von Arbeitshypothesen, welche im anschließenden Kapitel 5 mithilfe der numerischen Methoden belegt und abschließend im Kapitel 6 diskutiert werden.

4.1 Durchführung

4.1.1 Präparation der Halbzeuge

Die Probengeometrien für die einzelnen experimentellen Untersuchungen wurden spezifisch für jede Versuchsserie gefertigt. Die Basis aller Versuchsproben waren die hydrostatisch stranggepressten hybriden Verbunde. Es erfolgte eine abschnittsweise Überprüfung der Verbundqualität mittels Farbeindringprüfung, um im Anschluss daran die Proben aus den Teilsträngen zu präparieren. Es wurde darauf geachtet, dass die Proben für die jeweiligen Versuchsserien möglichst aus demselben Strang entnommen wurden, um Einflüsse sowie Schwankungen durch die Halbzeugfertigung weitestgehend auszuschließen bzw. zu minimieren.

Alle Proben wurden auf das Nennmaß gebracht und die jeweiligen Stirnflächen plan gedreht. Dadurch konnten geometrische Abweichungen reduziert werden, was zu einer Minimierung von Positionierungsfehlern in der Gesenkgravur führte. Durch die aufwendige Probenpräparation konnte die Reproduzierbarkeit der experimentellen Untersuchungen sichergestellt werden.

Die metallisch glänzende Oberfläche sowie die zylindrische Gestalt der Versuchsproben erzeugen Reflexionen, welche bei dem Thermografieverfahren zur Temperaturbestimmung schwer zu handhaben sind. Die Kalibrierung des Thermografiesystems ist dadurch nicht eindeutig, weshalb die Messergebnisse nicht exakt sind. Daher erfolgte eine Schwärzung der Versuchsproben mit hitzebeständigem matten Lack, um die Temperaturmessung mittels des Thermografieverfahrens sicher und reproduzierbar zu ermöglichen. Durch den Umformvorgang wird partiell die Lackschicht zerstört bzw. abgetragen, was jedoch nur geringen Einfluss auf die Messungen hat.

Proben für das Breiten und Stauchen

Die Dimensionierung der Proben für das Breiten und Stauchen orientierte sich an zwei wesentlichen Aspekten. Erstens, das Ausknicken musste beim Stauchen vermieden werden, um einen möglichst homogenen Werkstofffluss zu gewährleisten. Die Probenlänge L_{Probe} von 52 mm liegt geringfügig über dem zulässigen Stauchverhältnis [34]. Aufgrund des hybriden Verbundaufbaus,

4.1.1 Präparation der Halbzeuge

der Gesenkform und dem gewählten Umformweg kam es jedoch nicht zum Ausknicken, was die gewählte Halbzeuglänge rechtfertigt. Zweitens, beim Breiten sollte durch die Probenlänge L_{Probe} von 70 mm ein möglichst ebener Spannungszustand in der Probenmitte realisiert werden. Bei Versuchsproben < 70 mm konnten stirnseitige Schädigungen sowie ein inhomogener Werkstofffluss in der Halbzeugmitte festgestellt werden, weshalb letztendlich die Halbzeuglänge auf 70 mm festgelegt wurde. Bei kürzeren Versuchsproben konnte dies nicht erreicht werden. Des Weiteren sind die Abmessungen auch abhängig von der zur Verfügung stehenden Kraft der eingesetzten Presse. In Abbildung 4.1 sind für die Grundbeanspruchungsarten vom Schmieden Stauchen, Breiten und Steigen die Probengeometrien schematisch dargestellt.

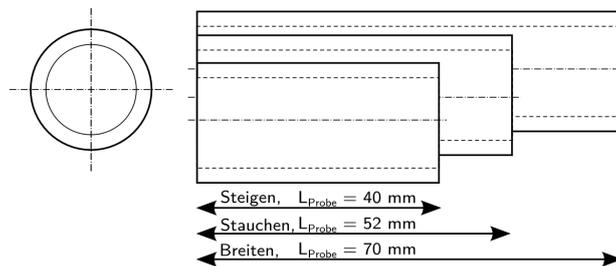


Abb. 4.1: Probengeometrie für die Schmiedeprozesse Stauchen, Breiten und Steigen

Proben für das Steigen

Die Probengeometrie für den Schmiedeprozess Steigen wurde auf die Probenlänge L_{Probe} von 40 mm dimensioniert, vgl. Abb. 4.1. Die relativ kleinen Gesenkeinsätze und die Konstruktionsempfehlung nach DIN 7523-2 ergaben diese Probenlänge, welche jedoch völlig ausreichend ist, um im mittigen Bereich der Probe einen ebenen Spannungszustand zu gewährleisten.

Halbzeuge SMART-Body

Das Volumen des Kopfbereichs definierte die notwendige Probenlänge für das Schmieden des SMART-Bodys. Für das vollständige Ausfüllen des Kopfbereichs war eine Probenlänge L_{Probe} von 68 mm notwendig, vgl. Abb. 4.2(a). Das Ausknicken der Versuchsproben konnte durch die Gesenkgestaltung (Gesenk Masseverteilung) und den kurzen Umformweg verhindert werden.

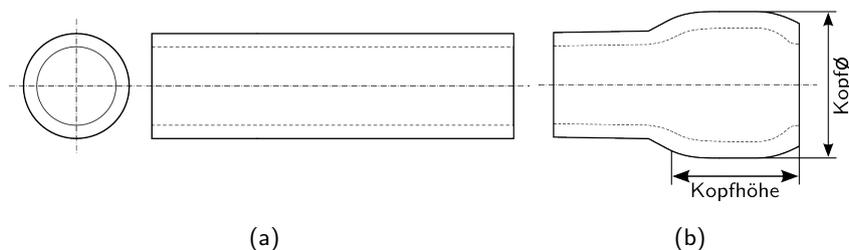


Abb. 4.2: (a) Probengeometrie $L_{\text{Probe}} = 68$ mm SMART-Body (b) Masseverteilung, idealisierte Darstellung

4.1.2 Vorwärmen der Halbzeuge

Der Prozess der Masseverteilung erfolgte bei $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$ und $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$, wodurch sich Halbzeuge mit folgenden Kennwerten ergeben:

- Kopf – \varnothing_{max} 28 mm
- Kopfhöhe – 23 mm
- Kopfvolumen – ca. 13.000 mm³
- Halbzeuglänge – 46 mm

4.1.2 Vorwärmen der Halbzeuge

Das Vorwärmen der Halbzeuge auf die jeweilige Umformtemperatur erfolgte im Kammerofen (HK 70.27) bei 250 °C bzw. 350 °C. Die erhöhte Kammerofentemperatur ist notwendig, um die Temperaturverluste (40-50 °C) während des Transports vom Kammerofen zur mechanischen Presse auszugleichen. Die Temperaturverluste wurden mittels des Thermografieverfahrens bestimmt.

Für die experimentellen Untersuchungen mit einer Umformtemperatur T_{Umform} von 200 °C bzw. 300 °C wird die Kerntemperatur nach ca. 30 Minuten erreicht. Die Zeitdauer zwischen Probenentnahme aus dem Kammerofen und Umformvorgang war sehr gering, damit keine kritischen Temperaturverluste auftreten.

4.1.3 Versuchsplanung der Schmiedeprozesse

Die Versuchsplanung der Schmiedeprozesse orientiert sich an den folgenden Fragestellungen:

- Sind die hybriden Al-Mg-Verbunde als Halbzeuge in weiteren Umformprozessen stabil, d.h., ist die generelle Umformbarkeit bei den grundlegenden Beanspruchungsarten Stauchen, Breiten und Steigen gewährleistet?
- Hat die Umformrichtung, d.h. Belastungsrichtung axial und quer zur Grenzschicht, einen Einfluss auf die Grenzschichtumformbarkeit bzw. -stabilität?
- Inwieweit besitzt das tribologische System einen Einfluss auf die Umformbarkeit derartiger hybrider Verbunde?
- Welchen Einfluss hat die Temperatur (Umform- bzw. Gesenktemperatur) auf das Formänderungsvermögen von hybriden Al-Mg-Verbunden?

Die einzelnen Fragestellungen werden den jeweiligen elementaren Schmiedeprozessen und dem Schmieden des SMART-Bodys zugeordnet. Die generelle Umformbarkeit, Prozessparameter sowie die belastungsabhängige Umformung der hybriden Al-Mg-Verbunde wurden für die drei Schmiedeprozesse Stauchen, Breiten und Steigen untersucht.

4.1.3 Versuchsplanung der Schmiedeprozesse

In Abhängigkeit der zur Verfügung stehenden maximalen Presskraft ($F_{P,max} = 1.000 \text{ kN}$) konnte ein maximaler Umformweg s_u von 15 mm für das Breiten realisiert werden. Unter Berücksichtigung der Reproduzierbarkeit der Schmiedeversuche und um die unterschiedlichen Prozessparameter (Tribosystem, Gesenkttemperatur) zielführend untersuchen zu können, erfolgte eine Limitierung auf s_u von 14 mm, da beim Umformweg von 15 mm bereits eine Presskraft von ca. 990 kN erreicht wurde.

Aufbauend auf den ersten Schmiedeversuchen wurden Stufensetzversuche mit temperierten Gesenken (200 °C) geplant, um die Grenzschicht schrittweise definiert zu belasten. Die Schrittweite wurde mit $\Delta 2 \text{ mm}$ definiert, sodass eine möglichst genaue belastungsabhängige Bestimmung der Grenzschichtschädigung möglich ist.

Die Analyse des Einflussfaktors Tribologie erfolgt bei den Umformwegen 10 und 14 mm, da sich bei diesen Versuchsproben die geometrischen Abmessungen sowie Kraftkurven einfacher auswerten lassen, als bei den Setzversuchen.

Die Verfahrensweise für das Stauchen ist wie beim Breiten, wobei der maximale Umformweg ca. 40 mm beträgt, was einer Gratstärke ($G_{A,1}$) von 4 mm entspricht. Eine geringere Zustellung ($G_{A,1} = 3 \text{ mm}$) wurde erprobt, erwies sich aber als unzureichend, da aufgrund von Geometriefehlern der Probe die Gravurfüllung unsymmetrisch erfolgte und somit die Reproduzierbarkeit und Vergleichbarkeit der umgeformten Proben nicht vollständig gewährleistet werden konnte.

Die Tabelle 4.1 zeigt eine Übersicht über den kompletten Versuchsplan für die Schmiedeprozesse Breiten und Stauchen inklusive der Stufensetzversuche. Alle Versuche werden zur statistischen Sicherheit mit zwei Wiederholungen durchgeführt.

Tab. 4.1: Versuchsplan für das Breiten und Stauchen.

Schmiedeprozess	Umformweg [mm]	Gesenktemperatur/Umformtemperatur [$^{\circ}\text{C}$]		
		25/300	25/300 [†]	200/300 [†]
<i>Breiten</i>	2			■
	4			■
	6			■
	8			■
	10	■	■	■
	14	■	■	■
<i>Stauchen</i>	40	■	■	■

[†] mit Schmierung (Gleitmo 820)

Die Versuchsplanung des Steigens greift dieselben Fragestellungen (generelle Umformbarkeit, Temperatureinfluss) wie beim Breiten und Stauchen auf und berücksichtigt erste Ergebnisse. Eine Gesenkttemperatur von 25 °C wird wegen der zu erwartenden hohen Presskräfte sowie eines eher ungünstigen Werkstoffflusses als nicht zielführend eingestuft. Daher erfolgt eine Definition der minimalen Gesenkttemperatur von 200 °C , was gleichzeitig der geringsten Umformtemperatur

entspricht. Der Umformweg s_u wurde so gewählt, dass die Gratstärke ($G_{St,1}$) von 1,0 mm erzielt wird, siehe Tabelle 4.2. Alle Versuche werden ebenfalls zur statistischen Sicherheit mit zwei Wiederholungen durchgeführt.

Tab. 4.2: Versuchsplan für den Schmiedeprozess Steigen und das Schmieden des SMART-Bodys.

Schmiedeprozess	Gesenktemperatur [°C]	Umformtemperatur [°C]	
		200	300
<i>Steigen</i>	200	▪	▪
<i>SMART-Body</i>	200	▪	▪

Beim Schmieden des SMART-Bodys herrschen während der Umformung komplexe Randbedingungen, da der Werkstoff simultan in Breiten- sowie Steigrichtung fließt und dadurch hohe Grenzschichtbelastungen auftreten können. Der Fokus der experimentellen Untersuchungen liegt auch auf dem Einfluss der Umformtemperatur, siehe Tabelle 4.2. Die Gestaltung der Prozessbedingungen erfolgt analog dem Schmiedeprozess des Steigens. Bei den Voruntersuchungen konnte der definierte Gratspalt $G_{S,1}$ von 0,6 mm erreicht werden. Allerdings erfolgt eine Limitierung auf einen Gratspalt von 1,5 mm, um eine reproduzierbare und sichere Umformung des SMART-Bodys bei allen Prozessparametern zu gewährleisten.

4.2 Ergebnisse

Die experimentellen Ergebnisse werden exemplarisch für die Umformtemperatur von 300 °C sowie der Gesenktemperatur von 200 °C erörtert. Diese Kombination stellt die umformtechnisch vorteilhaftere Versuchsserie dar. Die Quantifizierung der Variationen der Prozessparameter Schmierstoffeinfluss, Gesenk- und Umformtemperatur wird im Kapitel 6 vorgenommen.

4.2.1 Stauchen

Die Abbildung 4.3 zeigt ein Halbzeug nach dem Stauchen, die Schnittebene (E_I) für die metallografischen Anaylsen sowie den Querschnitt.

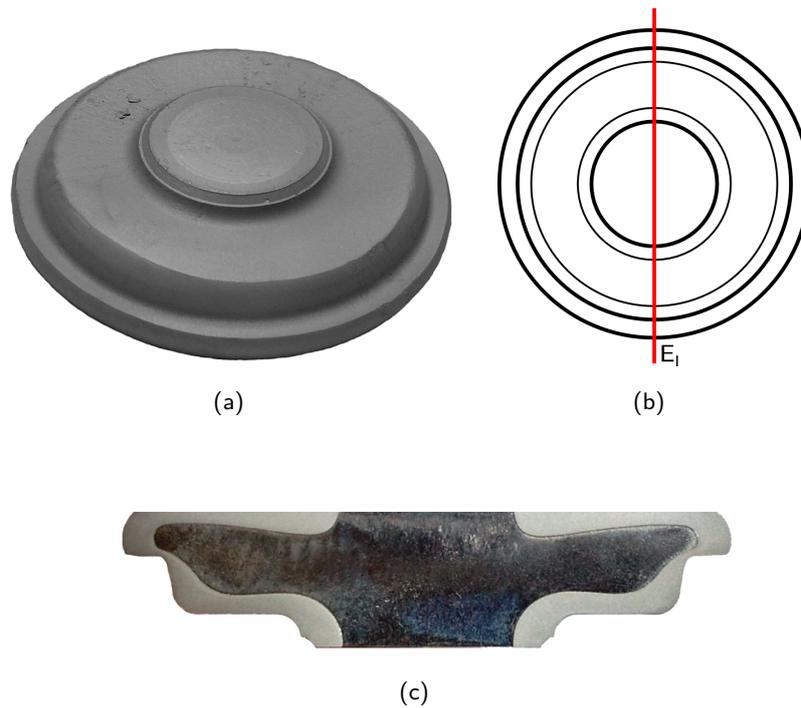


Abb. 4.3: Schmiedeprozess Stauchen, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $G_{A,1} = 4 \text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,55$, (a) Isometrische Darstellung, (b) Schnittebene E_1 , (c) Querschnittsdarstellung E_1

Das Stauchen ist der einzige Schmiedeprozess, der unkritisch für die Umformbarkeit der Grenzschicht ist. Die Ergebnisse der Farbeindringprüfung sowie der metallografischen Analysen sind in Tabelle 4.3 dargestellt.

Tab. 4.3: Ergebnisdarstellung der Farbeindringprüfung sowie der metallografischen Analysen für das Stauchen

Schmiedeprozess	Umformweg [mm]	Gesenktemperatur/Umformtemperatur [$^\circ\text{C}$]		
		25/300	25/300 [†]	200/300 [†]
Farbeindringprüfung	40	●	●	●
metallografische Analyse	40	●	●	●

[†] mit Schmierung (Gleitmo 820)

Sowohl die Farbeindringprüfung als auch die metallografischen Analysen veranschaulichen, dass die Grenzschicht intakt ist und eine schädigungsfreie Umformbarkeit gewährleistet ist. Die Abbildung 4.4 zeigt die schematische Darstellung des Querschnittes einer axial gestauchten Probe mit eingezeichneten markanten Zonen/Bereichen und Abbildung 4.5 die jeweils dazugehörigen metallografischen Aufnahmen aus den jeweiligen speziellen Zonen.



Abb. 4.4: Schematische Darstellung mit eingezeichneten markanten Zonen

Diese markanten Zonen sind zusätzlich noch farblich codiert, um das Erscheinungsbild der Grenzschicht lokal hervorzuheben. Die gelbe Einfärbung repräsentiert eine Zone mit vollständig intakter Grenzschicht. Eine rote Einfärbung signalisiert, dass die primäre Grenzschicht partielle bzw. starke Schädigungen aufweist. Dieses Darstellungsschema wird für alle hier aufgeführten Umformprozesse angewendet.

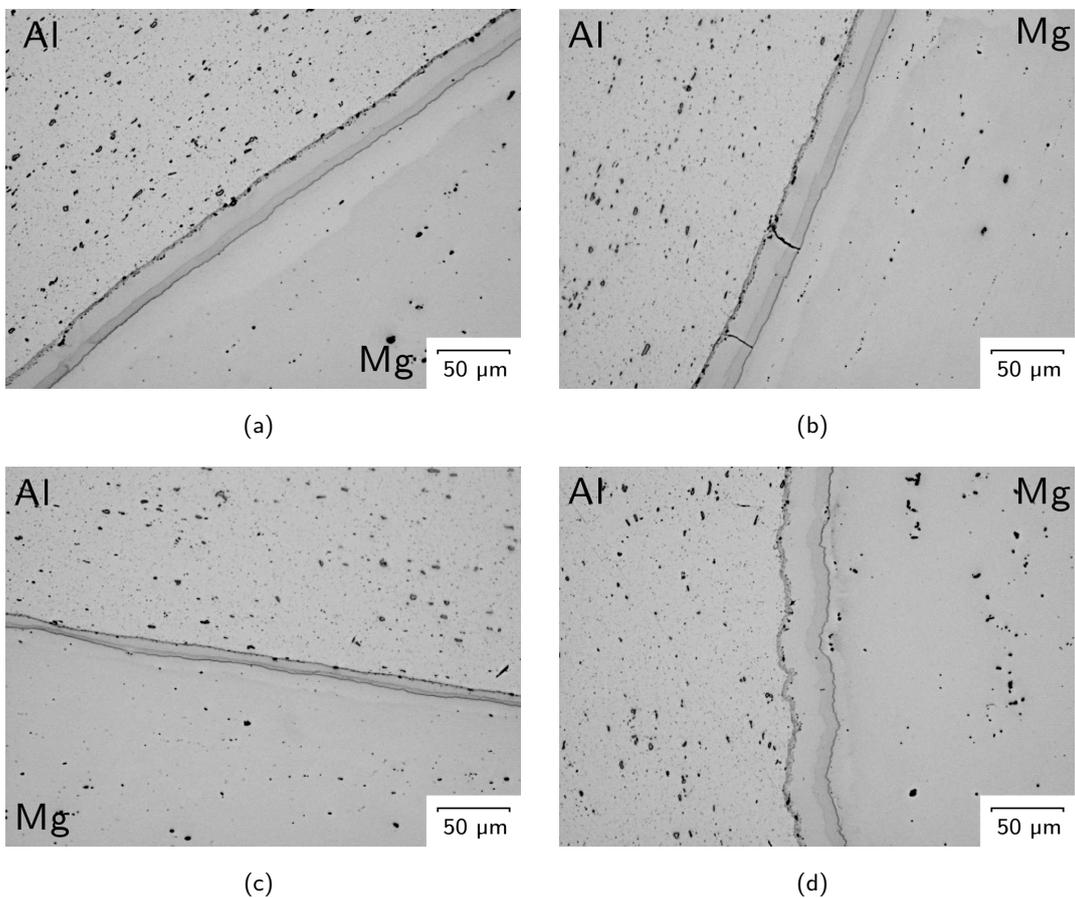


Abb. 4.5: Lichtmikroskopische Aufnahmen, $T_{Umform} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $G_{A,1} = 4\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,55$, (a) vollständig intakte Grenzschicht, (b) Zone I, minimale Schädigung, (c) Zone II, dünnere Grenzschicht, (d) Zone III, Gratbereich; Bildquelle [80]

- **Allgemein** – Im Überblick betrachtet weisen ca. 90 % der untersuchten Grenzschicht keine Besonderheiten auf, vgl. Abb. 4.5(a). Die Grenzschicht ist intakt und es konnte keine Schädigung ermittelt werden.

- **Zone I** – In der Zone I, d.h., den Übergangsradien der Gravur kam es vereinzelt sowie unabhängig von den Prozessparametern zu Rissen in der Grenzschicht, vgl. 4.5(b). Da die Risshäufigkeit keine Systematik aufzeigt und die Versuchsproben mehrheitlich in diesen Bereich intakt sind, ist davon auszugehen, dass die Halbzeuge eine Vorschädigung aufwiesen. Während des Umformvorgangs zerbricht dann die Grenzschicht des vorgeschädigten Halbzeugs in der Zone I. Daraus lässt sich schlussfolgern, wenn eine Vorschädigung vorliegt, dann erfolgt die Schädigung der Grenzschicht in derartigen formgebenden Bereichen.
- **Zone II** – Diese Zone zeigt das spezielle Phänomen der Grenzschichtreduktion, siehe Abb. 4.5(c). Die Grenzschichtdicke bei der dargestellten Probe beträgt durchgängig ca. $25 \mu\text{m} \pm 5 \mu\text{m}$. Die Bereiche der Zone II zeigten eine Grenzschichtreduktion auf $8 \mu\text{m} \pm 2 \mu\text{m}$. Damit hat sich die Grenzschicht auf ca. $1/3$ seiner ursprünglichen Dicke reduziert und dies *ohne Schädigung*, d.h., die Grenzschicht zeigt ein plastisches Formänderungsvermögen.
Die beiden speziellen Stellen, bei denen die Reduktion auftritt, besitzen dieselben charakteristischen Merkmale. Zum einem ist dieser Bereich planparallel zur Gesenkgeometrie und zum anderen wird die Grenzschicht um 90° zur Probenachse *verdreht*.
Eine mögliche Hypothese ist, dass durch die Planparallelität der formgebenden Gravur zur Grenzschicht in dieser Umformzone, der hydrostatische Druck zusammen mit dem hybriden Aufbau des Verbunds unter diesen Prozessbedingungen, eine plastische Formänderung der ansonsten spröden intermetallischen Phasen erlauben.
- **Zone III** – Der Gratbereich in Zone III stellt sich ebenfalls vollständig intakt dar, vgl. Abb. 4.5(d)

Das Stauchen verdeutlicht, dass die axiale Belastungsrichtung der hybriden Verbunde unkritisch ist und keine Schädigung der Grenzschicht, bedingt durch den Umformvorgang, festgestellt werden konnte. Bei vorgeschädigten Halbzeugen kommt es gleichwohl zur Schädigung der Grenzschicht der hybriden Halbzeuge im Bereich der formgebenden Elemente vom Untergesenk.

4.2.2 Breiten

Das Breiten ist die zweite Versuchsreihe, die durchgeführt wurde, um die prinzipielle Umformbarkeit sowie das größtmögliche Formänderungsvermögen bis hin zur Schädigung der hybriden Al-Mg-Verbunde zu überprüfen. In Abbildung 4.6 ist eine Versuchsprobe mit dem Umformweg von 14 mm dargestellt. Trotz der hohen Umformung (reibungsfreier, analytischer Vergleichsumformgrad $\varphi_{v,a} = 1,26$) und der daraus resultierenden hohen Werkstoffbelastung konnte der Verbund, ohne äußerlich sichtbarer Schädigung, umgeformt werden.

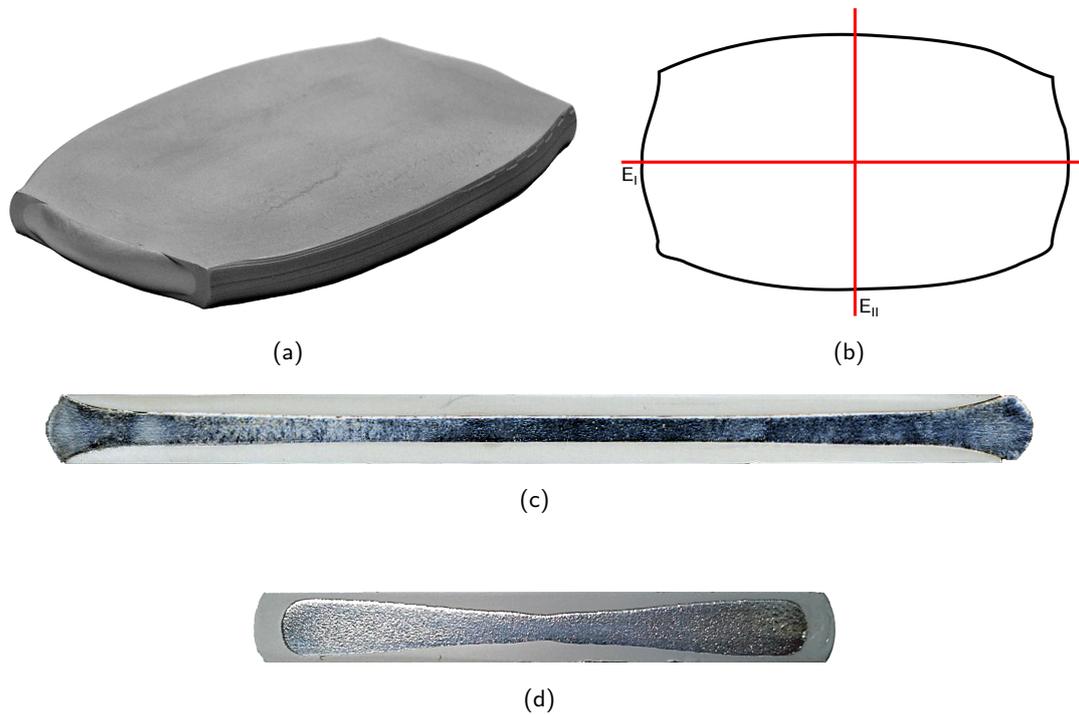


Abb. 4.6: Schmiedeprozess Breiten, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$, (a) Isometrische Darstellung, (b) Schnitt Ebenen E_I , E_{II} , (c) Längsschnitt E_I , (d) Querschnitt E_{II}

Die durch Wasserstrahlschneiden getrennten Proben weisen nach der Farbeindringprüfung keine erkennbaren Schädigungen auf, d.h., nach Anwendung dieser Prüfmethode stellt sich die Grenzschicht als vollständig intakt dar, vgl. Tab. 4.4. Im Gegensatz dazu konnte bei den metallografischen Untersuchungen festgestellt werden, dass die Grenzschichtstabilität nicht vollständig erhalten bleibt, siehe Tabelle 4.5.

Tab. 4.4: Ergebnisdarstellung der Farbeindringprüfung für das Breiten

Umformweg [mm]	Gesenktemperatur/Umformtemperatur [°C]		
	25/300	25/300 [†]	200/300 [†]
10	● ●*	● ●	● ●
14	● ●	● ●	● ●

[†] mit Schmierung (Gleitmo 820)

*Schnittebenenreihenfolge E_I , E_{II}

Tab. 4.5: Ergebnisdarstellung der metallografischen Analyse für das Breiten

Umformweg [mm]	Gesenktemperatur/Umformtemperatur [°C]		
	25/300	25/300 [†]	200/300 [†]
10	● ●*	● ●	● ●
14	● ●	● ●	● ●

[†] mit Schmierung (Gleitmo 820)

*Schnittebenenreihenfolge E_I, E_{II}

Mithilfe der metallografischen Analysen zeigte sich, dass die Grenzschicht geschädigt ist und in Fragmente zerbrochen war, vgl. Abb. 4.8. Die Grenzschicht mit einer mittleren Dicke von 10-25 µm zerbricht dabei in unterschiedlich lange Fragmente, die zusätzlich noch verdreht sein können, was auf wirkende Schubspannungen hinweist.

Es konnte festgestellt werden, dass sich zwischen den Fragmenten eine neue Grenzschicht, ausschließlich bestehend aus der γ -Al-Mg-Phase, gebildet hat. Der dunkle Saum zwischen den Fragmenten ist kein Riss, sondern ein Präparationseffekt, der aufgrund der unterschiedlichen Werkstofffestigkeiten hervorgerufen wird, vgl. Abb. 4.7.

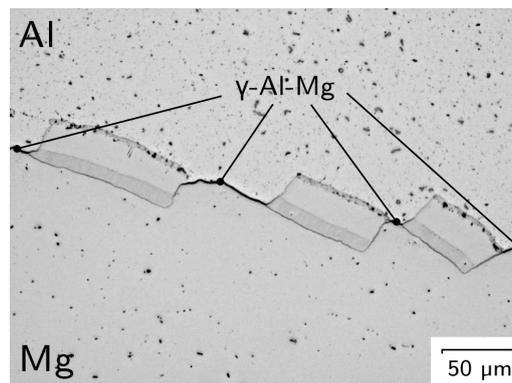


Abb. 4.7: Text, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$; Bildquelle [80]

Des Weiteren ist festzustellen, dass die Farbeindringprüfung hinsichtlich der Ermittlung der Grenzschichtfragmentierung ungeeignet ist. Aufgrund der Bildung der neuen Grenzschicht werden die *Hohlräume*, die während der Fragmentierung auftreten, geschlossen und somit sind keine Risse mehr vorhanden, die mittels der Farbeindringprüfung detektiert werden können.

Fragmente

Zum besseren Verständnis der Problematik des Grenzschichtversagens erfolgt zunächst eine Definition des Begriffes Fragment, was das Fragment repräsentiert und dessen charakteristische Merkmale, vgl. Abb. 4.8(a).

Definition – Fragment – Ein Fragment ist definiert als ein Bruchstück der Grenzschicht mit den Merkmalen Fragmentlänge L_F , Fragmentdicke D_F und Verdrehwinkel α_F .

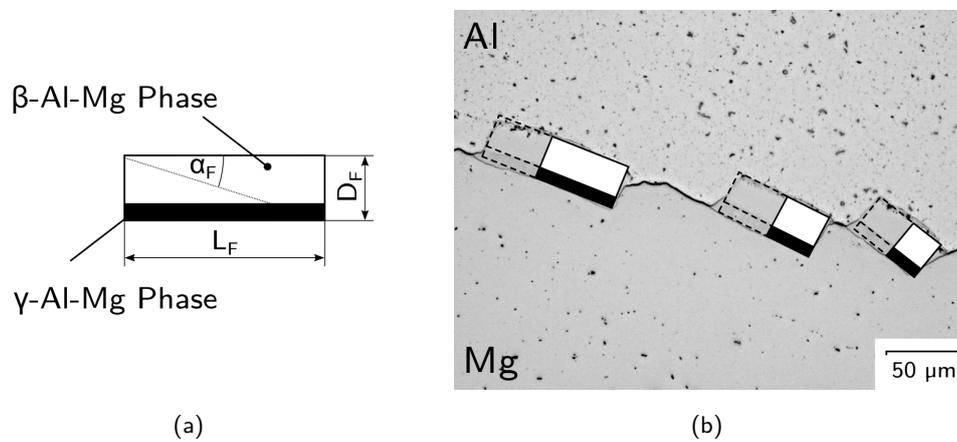


Abb. 4.8: (a) Schematische Darstellung eines Fragments mit dessen charakteristischen Kenngrößen, (b) Lichtmikroskopische Aufnahme der fragmentierten Grenzschicht beim Schmiedeprozess Breiten, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$; Bildquelle [80]

Die Ableitung der grafischen Darstellung dieser Fragmente beruht auf dem Erscheinungsbild der metallografischen Analysen. In der Abbildung 4.9 ist der hybride Verbund, der Al-Mg-Verbund mit intakter Grenzschicht sowie die separate Grenzschicht als rein schematische Darstellung visualisiert.

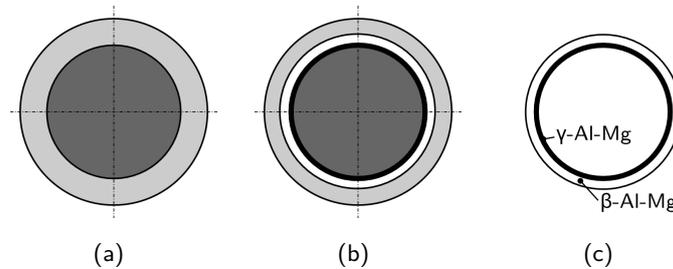


Abb. 4.9: Herleitung der Grenzschichtdarstellung ausgehend vom hybriden Al-Mg-Verbund, (a) hybrider Al-Mg-Verbund, (b) Al-Mg-Verbund mit schematisch dargestellter Grenzschicht, (c) schematische Grenzschicht

Das Fragment repräsentiert ein Teilstück/Bruchstück der ursprünglichen primären Grenzschicht und ist gekennzeichnet durch seine spezifische Form, Größe und Position. In der Abbildung 4.10 sind die grundlegenden Merkmale der Fragmente schematisch dargestellt.

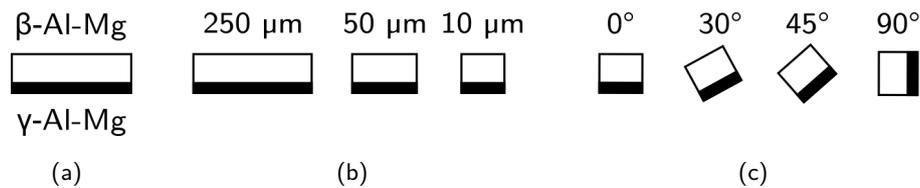


Abb. 4.10: Visualisierung der Fragmentdarstellung und ihre jeweilige spezifische Darstellung (Länge, Dicke, Winkel),

- (a) Fragment, β -Al-Mg (Al_3Mg_2 , weiß) und γ -Al-Mg ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$, schwarz),
 (b) Darstellung der unterschiedlichen Längen L_F (10 - 250 μm),
 (c) Darstellung der unterschiedlichen Verdrehwinkel α_F (0 - 90°)

Die Grenzschicht besteht aus der β -Al-Mg-Phase sowie der γ -Al-Mg-Phase, welche in der schematischen Darstellung als *weiße* und *schwarze* Rechtecke, unter Berücksichtigung der relativen Dicke, dargestellt werden. Des Weiteren erfolgt eine Differenzierung hinsichtlich der unterschiedlichen Fragmentlängen, wobei die Fragmentlängen in Gruppen zusammengefasst werden, um die Übersichtlichkeit zu gewährleisten. Außerdem wird die Verdrehung der Fragmente berücksichtigt, um das Erscheinungsbild zu vervollständigen.

Zur besseren Abgrenzung der Grenzschicht vom Strangpressen und der entstandenen Grenzschicht nach dem Schmieden werden die Begriffe *primäre* und *sekundäre* Grenzschicht eingeführt.

Definition – Primäre Grenzschicht – Die primäre Grenzschicht bezeichnet die Grenzschicht, welche beim hybriden hydrostatischen Strangpressen zwischen den Verbundpartnern gebildet wird. Diese besteht aus den intermetallischen Phasen β -Al-Mg und γ -Al-Mg.

Definition – Sekundäre Grenzschicht – Die sekundäre Grenzschicht bezeichnet die Grenzschicht, die während der Schmiedeprozesse gebildet wird. Die primäre Grenzschicht zerbricht in Fragmente, die reinen Verbundwerkstoffe treffen aufeinander und Diffusionsprozesse werden initiiert. Diese zweite Phase besteht ausschließlich aus der γ -Al-Mg-Phase.

Des Weiteren wird der Begriff Fragmentierungsgrad eingeführt, um die lokale Fragmentierung quantitativ zu beschreiben. Dadurch lässt sich die Fragmentierung unabhängig vom eigentlichen Schmiedeprozess einheitlich beschreiben.

Definition – Fragmentierungsgrad – Der Fragmentierungsgrad umfasst die lokale Anzahl der Fragmente sowie deren Erscheinungsbild. Ein niedriger Fragmentierungsgrad entspricht dabei langen und somit wenigen einzelnen Fragmenten mit kurzen Abständen zueinander. Ein hoher Fragmentierungsgrad ist gekennzeichnet durch sehr viele kleine Fragmente mit kurzen sowie auch sehr großen Abständen zueinander.

Diese Darstellungsmethodik der Grenzschicht sowie deren Fragmente werden aus folgenden Gesichtspunkten als zweckmäßig erachtet:

- In der Makroebene (Querschnitte, Längsschnitte) ist die Grenzschicht nicht sichtbar, da diese im Bereich von wenigen Mikrometern liegt. Daher können metallografische Aufnahmen nur lokale Teilgebiete darstellen, ohne dabei den Gesamtzusammenhang zu reflektieren.
- Die lokalen Phänomene, d.h. die beobachteten Effekte aus der Mikroebene, werden mittels der schematischen Grenzschichtdarstellung in die Makroebene transferiert.
- Makroskopische Effekte bzw. Wirkmechanismen (Spannungen/Dehnungen) lassen sich schnell und effektiv mit den mikroskopischen Erkenntnissen abgleichen und ermöglichen somit die Extrahierung von charakteristischen Merkmalen.

Beurteilung des Längsschnittes

Im Folgenden werden die einzelnen ermittelten kritischen Zonen im Längsschnitt (E_I) sowie im Querschnitt (E_{II}) eines umgeformten Halbzeugs bei $s_u = 14$ mm exemplarisch beschrieben. In der Abbildung 4.11 ist der schematische Längsschnitt (E_I) mit eingezeichneten markanten und farblich codierten Zonen dargestellt.

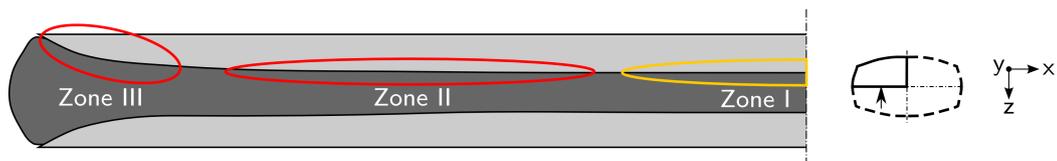
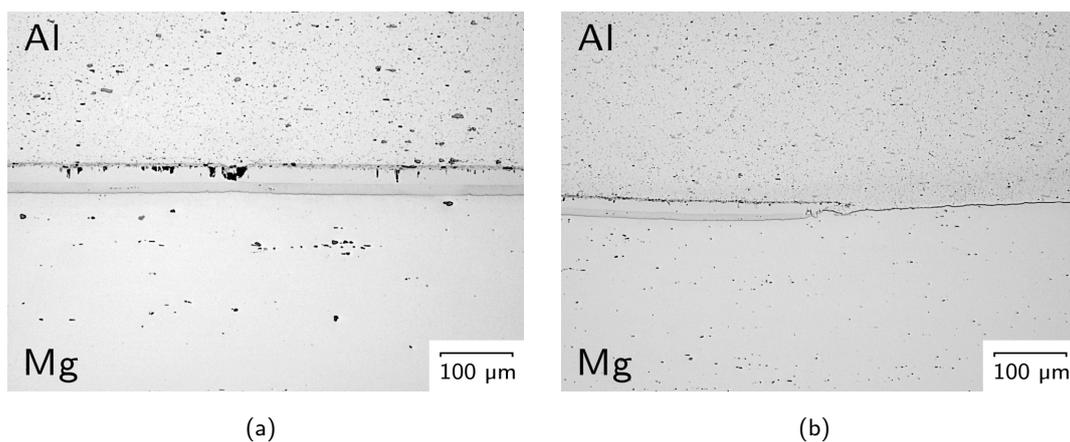


Abb. 4.11: Schematische Darstellung mit eingezeichneten markanten Zonen



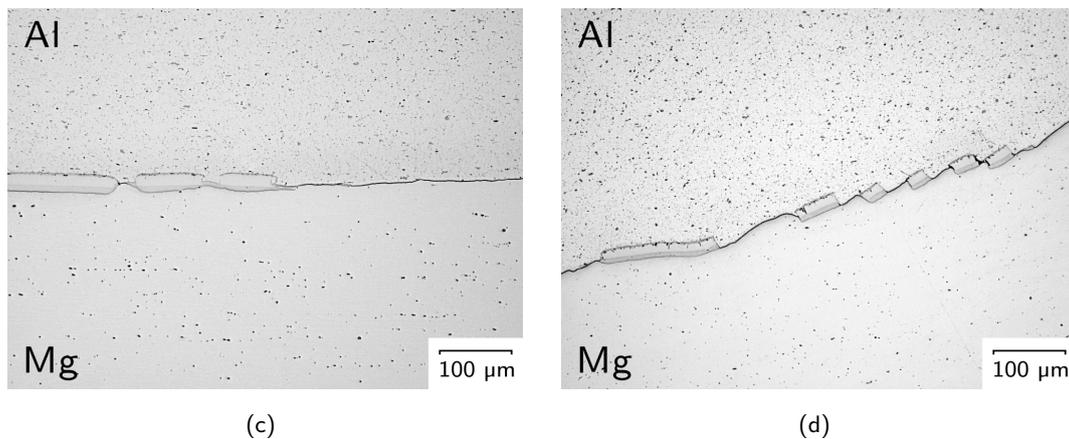


Abb. 4.12: Lichtmikroskopische Aufnahmen, Längsschnittdarstellung, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $s_u = 14,0 \text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$, (a) Zone I, partielle Risse, (b) und (c) Zone II, sehr lange sowie kurze Fragmente, partiell verdreht, (d) Zone III, kleine Fragmente, teilweise stark verdreht; Bildquelle [80]

Die Fragmentierung der Grenzschicht erfolgt differenziert, wobei sich insgesamt drei Zonen herauskristallisieren.

- **Zone I** – In der ersten Zone sind häufig partielle Risse oder sehr lange ($L_F > 400 \text{ }\mu\text{m}$) Fragmente vorzufinden. Die Abstände zwischen den Fragmenten sind ($< 10 \text{ }\mu\text{m}$) sehr klein und in diesem Bereich konnte keine Verdrehung der Fragmente festgestellt werden, vgl. Abb. 4.12(a).
- **Zone II** – Die Abbildungen 4.12(b) und 4.12(c) repräsentieren die zweite Zone. In diesem Bereich sind bereits Fragmente unterschiedlicher Länge ($L_F \approx 40\text{-}200 \text{ }\mu\text{m}$) vorhanden. Die Abstände (ca. $20\text{-}150 \text{ }\mu\text{m}$) zwischen den Fragmenten variieren sehr stark, wobei diese Abstände auf Dehnungen der Verbundwerkstoffe zurückzuführen sind. Eine Verdrehung der Fragmente konnte vereinzelt festgestellt werden. Die Beobachtungen zeigen dabei, dass die Verdrehung abhängig ist von der Fragmentlänge. Dabei ergibt die Analyse der Verdrehung über die gesamte Grenzschichtlänge, dass je kleiner die Fragmente sind, desto größer ist deren Verdrehung.
- **Zone III** – Der äußerste axiale Bereich wird von der dritten Zone repräsentiert. In diesem Bereich sind ausschließlich sehr kleine Fragmente ($L_F < 20 \text{ }\mu\text{m}$) aufzufinden. Diese besitzen einen relativ konstanten sowie kurzen Abstand (ca. $20 \text{ }\mu\text{m}$) zueinander. Die Verdrehung der Fragmente ist dabei sehr ausgeprägt. Die ermittelten Verdrehungen von Zone II und III liefern ein Indiz, dass Schubspannungen bzw. Scherspannungen dafür verantwortlich sind.

Beurteilung des Querschnitts

Die Abbildung 4.13 veranschaulicht einen Querschnitt mit den kritischen Zonen, die im Folgenden näher erläutert werden.

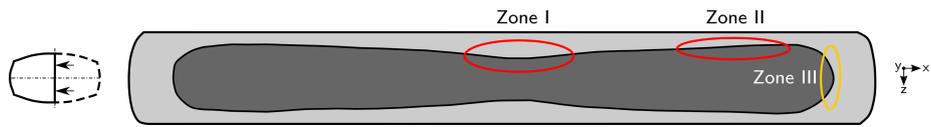
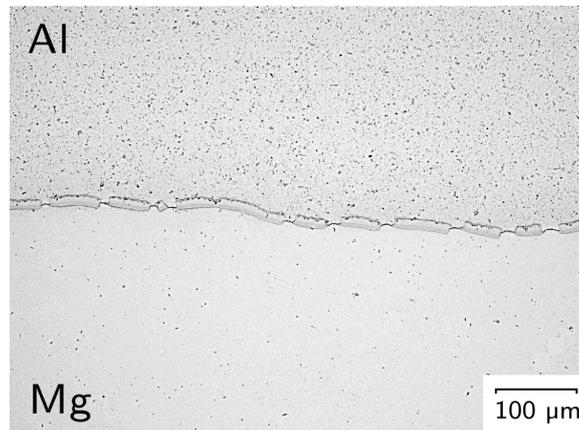
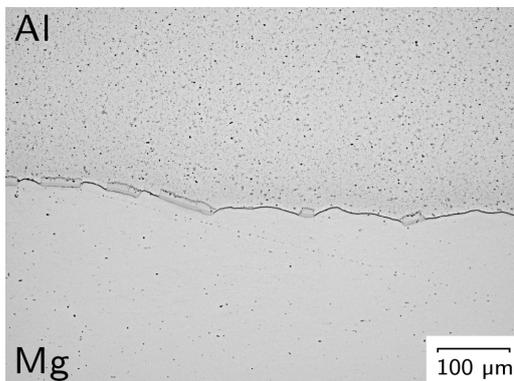


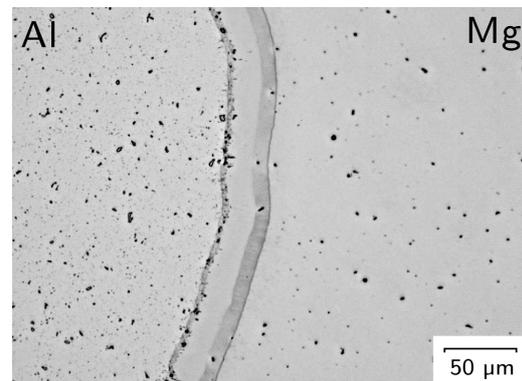
Abb. 4.13: Schematische Darstellung mit eingezeichneten markanten Zonen



(a)



(b)



(c)

Abb. 4.14: Lichtmikroskopische Aufnahmen, Querschnitt, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$, (a) Zone I, kleine und mittlere Fragmente, (b) Zone II, lange und sehr kleine, teils stark verdrehte Fragmente, (c) Zone III, vollständig intakte Grenzschicht; Bildquelle [80]

Der Querschnitt kann dabei in drei Zonen eingeteilt werden, welche unterschiedliche charakteristische Merkmale des umgeformten Halbzeugs aufweisen. Im Wesentlichen sind die drei Zonen gekennzeichnet durch:

- **Zone I** – In diesem mittigen Bereich der Versuchsprobe beginnt, aufgrund der zylindrischen Grundform, die Fragmentierung der primären Grenzschicht. Daher finden sich hier sehr viele kleine ($L_F < 20\text{ }\mu\text{m}$), mittlere ($L_F < 20\text{-}50\text{ }\mu\text{m}$) sowie verdrehte Fragmente, siehe

Abb. 4.14(a). Der Abstand zwischen den Fragmenten ist eher gering, was darauf hindeutet, dass nur geringe Dehnungen vorhanden sind. In Richtung der Zone II nehmen die Abstände zwischen den Fragmenten kontinuierlich zu und die Fragmentierung verändert sich in ihrem Erscheinungsbild.

- **Zone II** – In der Zone II sind längere $L_F > 80 \mu\text{m}$ sowie sehr kleine $L_F < 10 \mu\text{m}$ Fragmente vorhanden. Die sehr kleinen Fragmente sind dabei sehr stark verdreht, vereinzelt wurden um 90° verdrehte Fragmente gefunden. Die Abstände ($> 100 \mu\text{m}$) zwischen den einzelnen Fragmenten können sehr groß sein, was Rückschlüsse auf hohe Dehnungen zulässt. Dieser Effekt nimmt in radialer Richtung bis zur Zone III stetig zu. In dem schmalen Bereich zwischen Zone II und III verkürzen sich die Abstände ($< 50 \mu\text{m}$) zwischen den Fragmenten wieder, was darauf schließen lässt, dass ein Übergang von einer Dehnung/Streckung hin zu einer Stauchung erfolgt.
- **Zone III** – Innerhalb dieser dritten Zone ist die Grenzschicht vollständig intakt, d.h., ohne jegliche Fragmentierung bzw. Schädigung, vgl. Abb. 4.14(c).

Abschließend lässt sich zusammenfassen, dass beim Breiten sowohl in Längs- als auch in Querrichtung eine Grenzschichtschädigung vorliegt, d.h., eine schädigungsfreie Umformung der hybriden Verbunde konnte nicht gewährleistet werden. Im Gegensatz zum Stauchen erfolgt die Belastungsrichtung nicht in Achsrichtung der hybriden Verbunde, sondern quer zur Achsrichtung. Zusätzlich wurde ermittelt, dass eine belastungsabhängige Fragmentierung der Grenzschicht vorliegt. In Längsrichtung erfolgt die Fragmentierung deutlich geringer, als im Querschnitt.

Der Fragmentierungsgrad ist lokal sehr unterschiedlich, d.h., in Abhängigkeit der Schnittebene treten lokal sowohl niedrige als auch hohe Fragmentierungsgrade auf. Die Abstände zwischen den Fragmenten deuten auf Dehnungen hin und die Verdrehung der Fragmente liefert einen Hinweis auf Scher- bzw. Schubspannungen. Außerdem schließen sich die Bereiche zwischen den Fragmenten, eine Verschweißung der Verbundwerkstoffe erfolgt und durch den Diffusionsprozess wird eine sekundäre Grenzschicht gebildet.

Ausbildung der Erdnuss-Form

Ein weiteres Phänomen, was bei sämtlichen experimentellen Versuchen auftrat, war die ausgeprägte Form des Magnesiumkerns im Querschnitt. Die Abbildung 4.15 verdeutlicht diese Form, welche aufgrund ihres Erscheinungsbilds als Erdnuss-Form definiert wurde.

Definition – Erdnuss-Form des Magnesiumkerns – Als Erdnuss-Form wird die Erscheinungsform des Magnesiumkerns im Querschnitt beim Breiten bezeichnet.

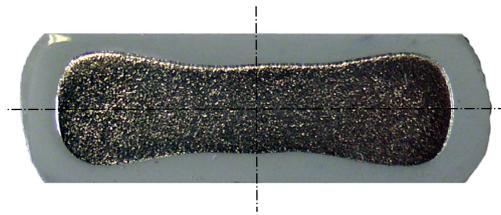


Abb. 4.15: Darstellung des erdnussförmigen Magnesiumkerns beim Breiten, $s_u = 10,0$ mm

Mit voranschreitendem Umformvorgang verstärkt sich das Erscheinungsbild der Erdnuss-Form, was sich im mittigen Aufstauen des Aluminiummantels und dessen kritischer Ausdünnung in Breitenrichtung widerspiegelt, vgl. Abb. 4.16.

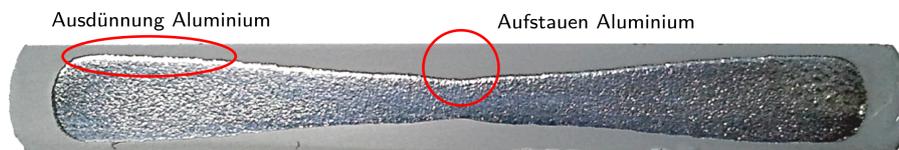


Abb. 4.16: Darstellung des erdnussförmigen Magnesiumkerns beim Breiten, $s_u = 14,0$ mm

Die korrespondierenden numerischen Ergebnisse zu den experimentellen Untersuchungen finden sich im Abschnitt 5.8. Die Bewertung der Einflussmöglichkeiten hinsichtlich der Ausbildung der Erdnuss-Form wird im Abschnitt 6.3 näher erläutert.

Stirnseitige Schädigung des Magnesiumkerns

Bei den experimentellen Untersuchungen konnte ein stirnseitiges Aufreißen des Magnesiumkerns beim Schmieden mit untemperierten Gesenken (25 °C) festgestellt werden. Dies betraf im Wesentlichen einen einzelnen Strang, welcher trotz identischen Herstellungsprozesses diese Schädigung des Magnesiumkerns aufwies, vgl. Abb. 4.17.

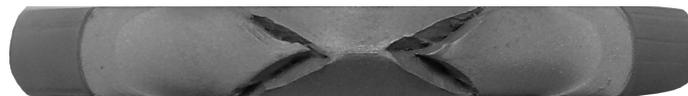


Abb. 4.17: Stirnseitige Schädigung des Magnesiumkerns beim Breiten, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14,0$ mm, $\varphi_{v,a} = 1,26$

Das Auftreten dieses Phänomens ist maßgeblich abhängig vom Werkstoff sowie des vorherrschenden Temperaturregimes. Ein Aufreißen bei temperierten Gesenken (200 °C) konnte für diesen Strang nicht festgestellt werden. Der Temperatureinfluss lässt sich im Wesentlichen auf die Gitterstruktur (hdp) des Magnesiums zurückführen. Aufgrund der hdp-Gitterstruktur werden erst ab 225 °C weitere Gleitebenen aktiviert, wodurch letztendlich eine bessere Umformbarkeit des Magnesiums gewährleistet werden kann. Durch die niedrige Gesenkttemperatur (25 °C) existiert ein hoher Temperaturgradient zwischen Werkstück und Gesenk, welcher die Kerntemperatur des Magnesiums (300 °C) unter 225 °C reduziert. Dadurch konnten diese zusätzlichen Gleitebenen nicht mehr aktiviert werden und dies führte letztendlich zum Werkstoffversagen.

Die Schädigung selbst stellt sich als typischer Scherbruch dar, welche im Winkel von 45° zur wirkenden Kraft auftritt. Die Kreuzform ergibt sich durch den Umformvorgang Breiten, indem der Werkstofffluss hauptsächlich in Breitenrichtung erfolgt. Kammer [55] konnte ebenfalls dieses Phänomen bei ähnlichen Kopfstauchversuchen mit AZ31 feststellen. Bei hohen Umformgraden ($\varphi_{v,a} > 0,8$) sowie bei Umformtemperaturen unterhalb von 280°C traten ebenfalls Scherbrüche auf. Diese Erkenntnisse korrelieren sehr gut mit den eigenen Feststellungen und verdeutlichen, dass die Umform- sowie Gesenktemperaturen maßgeblich dazu beitragen, die Umformbarkeit derartiger hybrider Verbunde zu beeinflussen. Die Diskussion über die Zweckmäßigkeit der Darstellung bzw. Berücksichtigung im numerischen Modell erfolgt im Kapitel 6.4.

4.2.3 Steigen

Die abschließende Versuchsreihe der Grundbeanspruchungsarten war das Steigen. Das Steigen ist gekennzeichnet durch den Werkstofffluss entgegen der Werkzeugbewegung, was bei den experimentellen Versuchen mit den hybriden Verbunden so auch erzielt werden konnte. Die Abbildung 4.18(b) zeigt ein umgeformtes Halbzeug, welches keine äußerliche Schädigung aufweist.



Abb. 4.18: Schmiedeprozess Steigen, $T_{\text{Umform}} = 300^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200^\circ\text{C}$, $G_{\text{St},1} = 1\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,68$, (a) Isometrische Ansicht, (b) Stirnseite ohne erkennbare Schädigung

Für die metallografischen Analysen erfolgte die Präparation von Längs- und Querschnitten, um Aussagen bezüglich des Werkstoffflusses sowie der Grenzschichtschädigung treffen zu können. Die Abbildung 4.19 zeigt die unterschiedlichen Schnittebenen (E_{I-II}) und in Tabelle 4.6 sind die Ergebnisse der Farbeindringprüfung übersichtlich dargestellt.

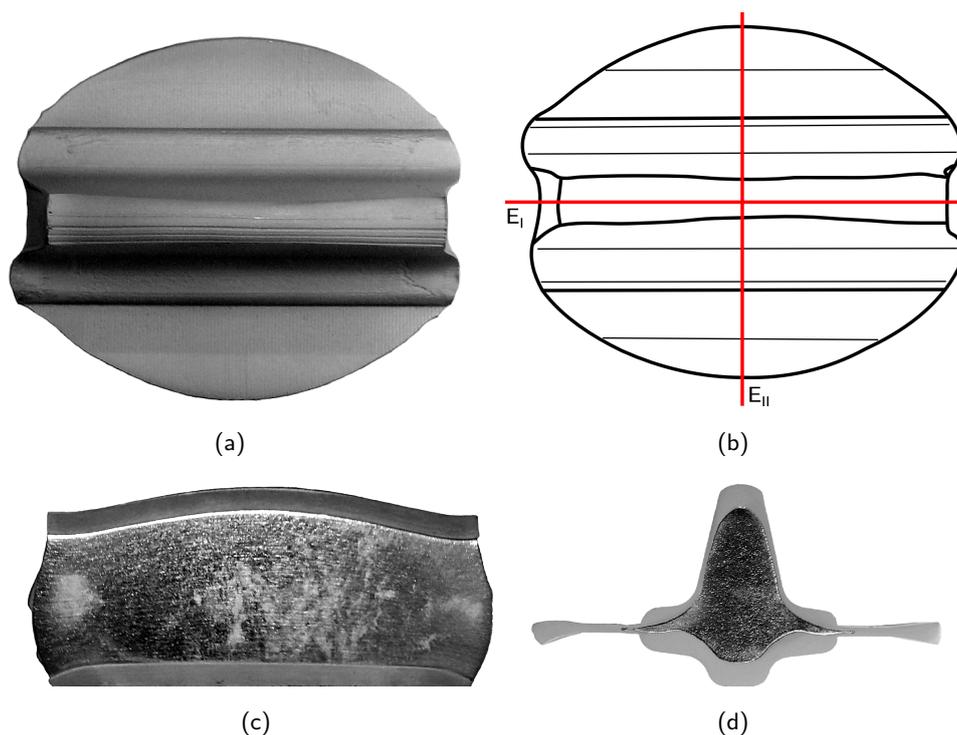


Abb. 4.19: Schmiedeprozess Steigen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,68$, (b) Schnittebenen E_I , E_{II} , (c) Längsschnitt E_I , (d) Querschnitt E_{II}

Die Farbeindringprüfung veranschaulicht, wie bei den vorherigen Schmiedeprozessen, eine schädigungsfreie Umformung während des Umformprozesses Steigen, siehe Tabelle 4.6. Makroskopische Risse konnten somit ausgeschlossen werden. Im Gegensatz dazu verdeutlichen die metallografischen Analysen wiederum ein differenziertes Bild, vgl. Tab. 4.6. Für beide Umformtemperaturen konnte eine partielle Schädigung der Grenzschicht analog dem Breiten ermittelt werden.

Tab. 4.6: Ergebnisdarstellung der Farbeindringprüfung sowie der metallografischen Analysen für den Schmiedeprozess Steigen, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$

Analysemethode	Gesenktemperatur [°C]	Umformtemperatur [°C]	
		200	300
Farbeindringprüfung	200	● ●*	● ●
Metallographie [†]	200	● ●	● ●

[†]Lichtmikroskopie, teilweise REM

*Schnittebenenreihenfolge E_I , E_{II}

Die Abbildung 4.20 zeigt die schematische Darstellung des Querschnitts mit eingezeichneten markanten Zonen und im Folgenden werden diese näher erläutert.

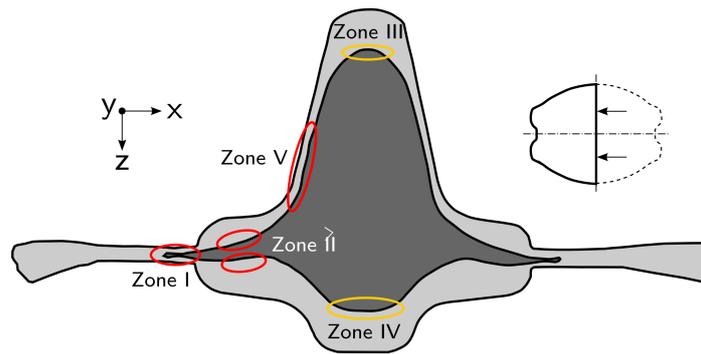
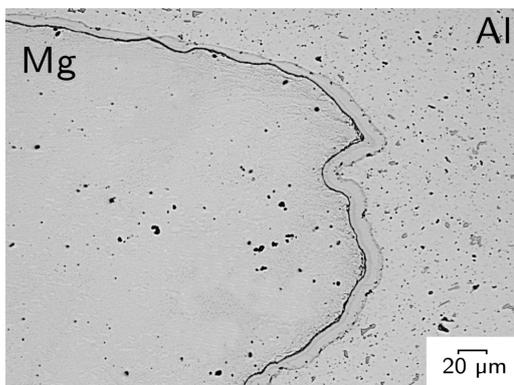
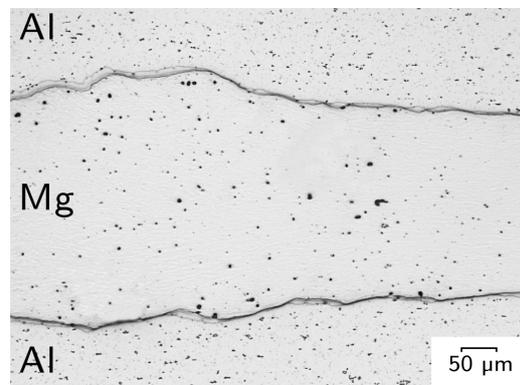


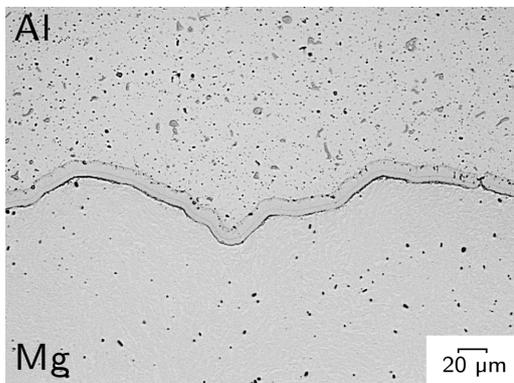
Abb. 4.20: Schematische Querschnittsdarstellung mit eingezeichneten Zonen



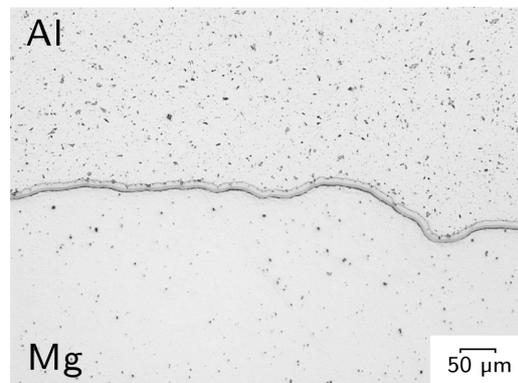
(a)



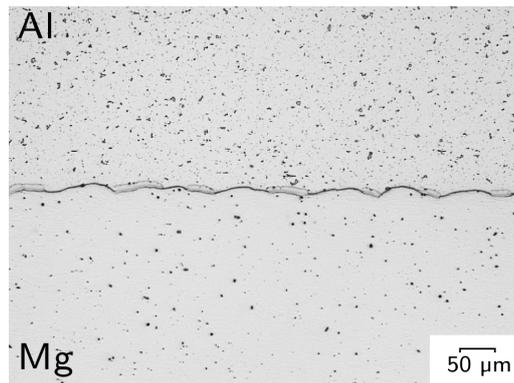
(b)



(c)



(d)



(e)

Abb. 4.21: Lichtmikroskopische Aufnahmen, Querschnitt, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,68$, (a) Zone I, Gratende, (b) Zone II, Übergang Grat/Form, (c) Zone III, Rippe/ Kopfbereich, (d) Zone IV, Rippe/Bodenbereich, (e) Zone V, Rippe/Flanke sowie Übergang Rippe/Flanke; Bildquelle [80]

- **Zone I** – In der Zone I ist der Magnesiumkern mit in den Gratbereich hineingeflossen, hat eine hohe radiale Umformung erfahren und dennoch ist dieser Bereich schädigungsfrei, vgl. Abb. 4.21(a). Damit zeigt dieser Bereich dieselben qualitativen Eigenschaften wie beim Breiten (Querschnitt) in Zone III, vgl. Abb. 4.14(c).
- **Zone II** – Diese Zone verfügt über ähnliche Eigenschaften wie die Zone II beim Breiten (Querschnitt), siehe Abb. 4.21(b) vgl. Abb. 4.14(b). Es treten kurze ($L_F < 30\text{ }\mu\text{m}$) sowie längliche ($L_F > 40\text{ }\mu\text{m}$) Fragmente auf, welche einen relativ großen Abstand ($> 60\text{ }\mu\text{m}$) zueinander aufweisen, was wiederum für hohe Dehnungen spricht. Die Fragmente verhalten sich wie Partikel und werden aufgrund des Werkstoffflusses entlang der Grenzschicht transportiert.
Die Grenzschichtdicke D_F beträgt für diese Halbzeuge ca. $11\text{ }\mu\text{m}$, die in diesem Bereich auf $5\text{ }\mu\text{m}$ reduziert wird. Dies ist dadurch zu erklären, dass die primäre Grenzschicht fragmentiert wurde, im Anschluss ein Transport in den Gratbereich erfolgte und dort aufgrund des überlagerten hydrostatischen Druckes eine plastische Verformung der Grenzschicht stattfand. Diese Zone ist daher vergleichbar mit der Zone II beim Stauchen, vgl. Abb. 4.5(c), bei der ebenfalls eine plastische Formänderung der Grenzschicht ermittelt werden konnte.
- **Zone III** – Die Abbildung 4.21(c) veranschaulicht den Rippenkopf, der eine vollständig intakte Grenzschicht ohne jegliche Schädigung aufweist. In diesem Bereich zeigt sich nur eine leichte Aufwerfung der Grenzschicht, was darauf hindeutet, dass die Verbundwerkstoffe unterschiedliche lokale Fließigenschaften aufweisen.
- **Zone IV** – Die Zone IV besitzt dieselben Eigenschaften wie der Bereich III, vgl. Abb. 4.21(d). Es ist keine Schädigung der Grenzschicht ersichtlich.

- **Zone V** – Die Zone V beschreibt den Bereich der Flanke bzw. den Übergang zwischen Rippe/Flanke und Flanke/Gratbereich. In der Abbildung 4.21(e) ist klar zu erkennen, dass die primäre Grenzschicht stark fragmentiert ist. Die Fragmente variieren in ihrer Länge ($L_F \approx 20-70 \mu\text{m}$) und der Abstand ($> 70 \mu\text{m}$) zwischen den Fragmenten ist relativ groß. Des Weiteren ist eine deutliche Verdrehung der Fragmente ersichtlich. Die dargelegten Beobachtungen geben abermals den Hinweis darauf, dass die Dehnungen sowie Schubspannungen für die Schädigungsdarstellung der Grenzschicht verantwortlich sind.

Des Weiteren wurde der Längsschnitt betrachtet, der dieselbe Fragmentierungscharakteristik aufweist, wie beim Breiten in Längsrichtung. In der Probemitte ist die Grenzschicht partiell fragmentiert, d.h., Risse sowie sehr kurze Fragmentabstände sind vorhanden, was sich in axialer Richtung nach außen verstärkt. Die Fragmente werden deutlich kleiner und deren Gesamtanzahl nimmt zu. Im Vergleich zum Breiten ist die Fragmentierung deutlich geringer ausgeprägt, da eine wesentlich geringe Umformung stattfindet. Das Steigen zeigt dieselben qualitativen Merkmale wie das Breiten, d.h., Belastungsrichtung quer zur Halbzeugachse sowie belastungsabhängige Fragmentierung der primären Grenzschicht in Längs- sowie Querrichtung des hybriden Verbundes.

Im Kapitel 6.6.3 ist die schematische Darstellung der Längsrichtung für das Breiten genau beschrieben, was hinsichtlich der Charakteristik ebenfalls für das Steigen gilt. Im Anhang D sind exemplarisch metallografische Aufnahmen für die Längsrichtung des Steigens dargestellt.

4.2.4 SMART-Body

Die Herstellung von komplexen hybriden Bauteilen mit unterschiedlichen Querschnitten sowie Formelementen ist prinzipiell durchführbar. Die Abbildung 4.22 zeigt einen geschmiedeten SMART-Body mit der minimalen Gratstärke ($G_{S,1}$) von 0,6 mm, was für die eingesetzte Umformmaschine die prozesstechnische Grenze ($982 \text{ kN} < 1.000 \text{ kN}$) darstellte.



Abb. 4.22: Schmiedeprozess SMART-Body $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $G_{S,1} = 0,6 \text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,60$

Bei den experimentellen Untersuchungen ($G_{S,1} = 1,5 \text{ mm}$) konnten im Wesentlichen folgende Phänomene beobachtet werden:

- Eine vollständige Formfüllung des Kopfbereichs konnte nicht erzielt werden, da der Werkstofffluss in die Raumrichtungen differenziert erfolgt. Einerseits fließt der hybride Verbund bevorzugt in axiale Richtung, weshalb der Kopfbereich nicht ausgefüllt wird. Andererseits zeigt sich, dass der Werkstofffluss bevorzugt in den Gratbereich (Breitenrichtung) erfolgt, statt in Steigrichtung.
- Die Ausfüllung des Kreuzformbereichs ist weitestgehend zufriedenstellend, allerdings erfolgte keine vollständige Ausfüllung der Kreuzform, was auf den unterschiedlichen Werkstofffluss zurückzuführen ist.
- Der Bereich der Formschräge weist partiell Schädigungen (Detail A) auf, vgl. Abb. 4.23. Das Auftreten dieses Phänomens ist dabei unabhängig vom Prozessparameter (Umformtemperatur). Es konnte keine eindeutige Systematik ermittelt werden, sodass die Halbzeuge möglicherweise lokal in diesen Bereich bereits über Vorschädigungen verfügten. Dies deckt sich mit den Aussagen der Farbeindringprüfung sowie den metallografischen Analysen bei den Quer- und Längsschnitten, bei denen ebenfalls lokalisiert Schädigung auftraten.

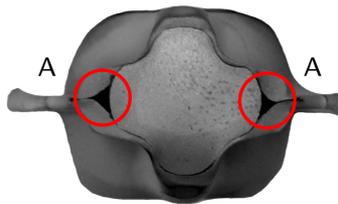
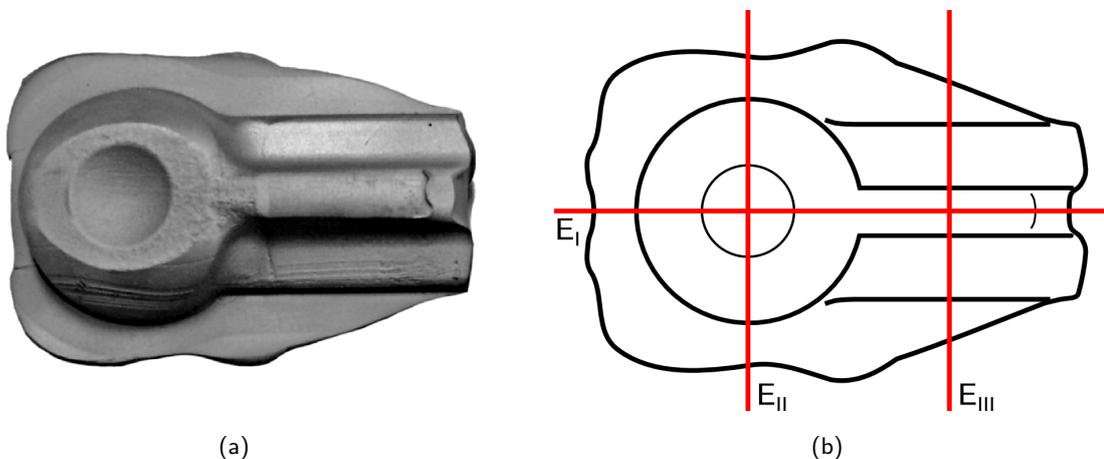


Abb. 4.23: Schmiedeprozess SMART-Body, Risse stirnseitig, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,60$

Zur Beurteilung der Grenzschichtschädigung wurden drei verschiedene Schnittebenen ($E_{\text{I-III}}$) festgelegt, welche den charakteristischen Längs- bzw. die Querschnitte des SMART-Bodys repräsentieren, siehe Abb. 4.24.



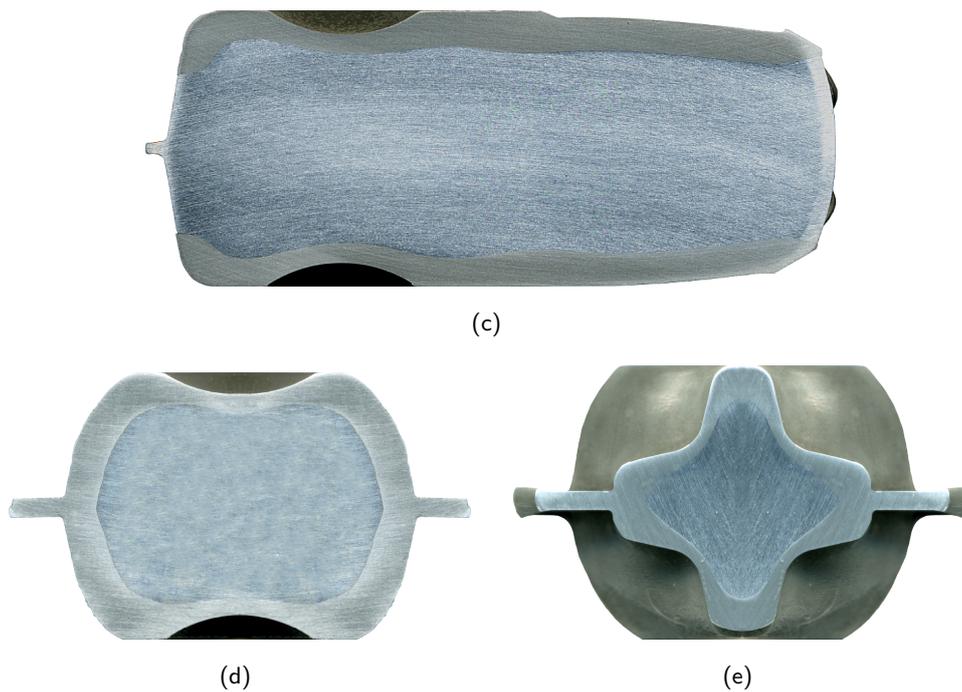


Abb. 4.24: Schmiedeprozess SMART-Body, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $G_{S,1} = 1,5 \text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,60$ (a) Draufsicht, (b) Schnittebenen E_I , E_{II} , E_{III} (c) Längsschnitt E_I , (d) und (e) Querschnitte¹ E_{II} ; E_{III}

In der Tabelle 4.7 sind die Ergebnisse der jeweiligen Analysemethoden dargestellt. Die Farbeindringprüfung sowohl bei einer Umformtemperatur von $200 \text{ }^\circ\text{C}$ als aus $300 \text{ }^\circ\text{C}$ zeigen keine Schädigung, siehe Tab. 4.7.

Tab. 4.7: Ergebnisdarstellung der Farbeindringprüfung sowie der metallografischen Analysen für den SMART-Body, $G_{S,1} = 1,5 \text{ mm}$

Analysemethode	Gesenktemperatur [$^\circ\text{C}$]	Umformtemperatur [$^\circ\text{C}$]	
		200	300
Farbeindringprüfung	200	● ● ● *	● ● ●
Metallographie [†]	200	● ● ●	● ● ●

[†]Lichtmikroskopie, teilweise REM

*Schnittebenenreihenfolge E_I , E_{II} , E_{III}

Die metallografischen Analysen zeigen für alle drei Schnittebenen eine Fragmentierung der primären Grenzschicht, was den Ergebnissen der bisherigen Schmiedeprozesse entspricht. Der Fokus der detaillierten Untersuchungen liegt auf dem Kreuzformbereich, da dieser durch das Steigen als besonders kritisch zu bewerten ist. In Abbildung 4.25 ist der schematische Querschnitt des Kreuzformbereichs mit den drei markanten Zonen dargestellt. Die metallografischen Aufnahmen

¹Querschnittsaufnahmen an E_I gespiegelt

des Längsschnitts finden sich im Anhang D. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen beziehen sich hauptsächlich auf diese markanten Zonen und verdeutlichen die Grenzschichtcharakteristik beim Schmieden des SMART-Bodys.

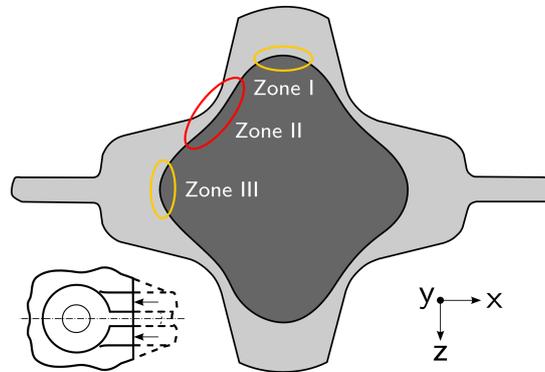


Abb. 4.25: Schematische Darstellung mit eingezeichneten markanten Zonen

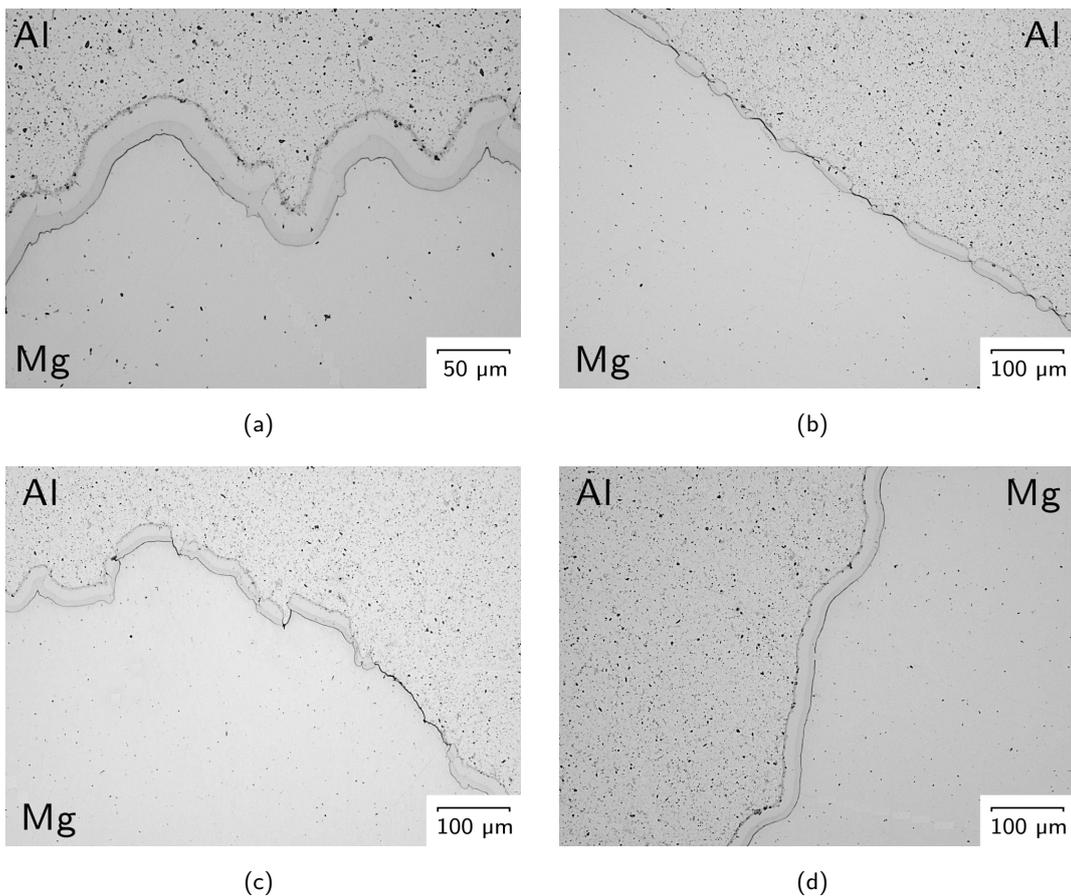


Abb. 4.26: Lichtmikroskopische Aufnahmen, Querschnitt, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,60$, (a) Zone I, Rippenkopf, (b) Übergang Zone I/II Rippenkopf/Flanke, (c) Zone II, Rippenflanke, (d) Zone III, Breitenbereich; Bildquelle [80]

- **Zone I** – Die Zone I repräsentiert den Rippenkopf und zeigt, dass aufgrund der Gesenkgravur der Werkstoff gestaucht wird, was sich durch das mäanderförmige Auffalten der Grenzschicht verdeutlicht, vgl. Abb. 4.26(a). Die Grenzschicht selbst bleibt dabei vollständig intakt trotz dieser starken Formänderung.

Beim Steigen konnte ein ähnliches Erscheinungsbild ermittelt werden. Jedoch ist dort die Aufwerfung der Grenzschicht in diesem Maße nicht vorhanden, was sich auf die Gesenkgravur und deren unvollständige Ausfüllung zurückführen lässt. Gleichwohl ist festzustellen, dass die Stauchung (Komprimierung) der Grenzschicht in Zone I deutlich unkritischer ist, als deren Streckung in Zone II.

- **Zone II** – In der Zone II herrscht wiederum ein unterschiedlicher Werkstofffluss in Richtung Breiten und Steigen. Dadurch erfährt die Grenzschicht eine Streckung, die letztendlich zu deren Fragmentierung führt, vgl. Abb. 4.26(b). Das Erscheinungsbild gestaltet sich analog dem Steigen in Zone V (vgl. Abb. 4.21(e)) und verfügt somit über dieselben Merkmale. In Abbildung 4.26(c) ist der Übergangsbereich zwischen Zone I und II dargestellt. Die Fragmentlänge variiert sehr stark mit $L_F \approx 20\text{-}100\ \mu\text{m}$, die Abstände sind mit $10\text{-}50\ \mu\text{m}$ eher klein und die Verdrehung an sich ist sehr gering.
- **Zone III** – Die Zone III veranschaulicht das Breiten in den Grat, wobei dort keine Auffälligkeiten hinsichtlich der Grenzschicht zu verzeichnen sind. Die Grenzschicht ist vollständig intakt, d.h., es ist keine Schädigung bzw. Fragmentierung der Grenzschicht festzustellen. Wie in Zone I ist eine leicht mäanderförmige Auffaltung zu erkennen, welche sich jedoch deutlich geringer als im Rippenkopfbereich darstellt.

Der Längsschnitt zeigt dieselben charakteristischen Merkmale wie der Längsschnitt beim Breiten und Steigen. Aufgrund der Streckung zerbricht die Grenzschicht in einzelne Fragmente. Durch die geringe Umformung ($\varphi_{v,a} = 0,60$) stellt sich der Fragmentierungsgrad analog dem Steigen ($\varphi_{v,a} = 0,68$) ein und somit deutlich niedriger als beim Breiten ($\varphi_{v,a} = 1,26$). Somit konnte die belastungsabhängige Fragmentierung ebenfalls ermittelt werden und bestätigt damit die bisherigen Beobachtungen.

4.2.5 Gefügte Halbzeuge

Für die experimentellen Untersuchungen wurden stets hydrostatisch stranggepresste Halbzeuge verwendet. Zum Vergleich der Umformbarkeit derartiger stoffschlüssiger hybrider Halbzeuge erfolgte eine Gegenüberstellung mit gesteckten Halbzeugen. Diese wurden mittels einer Presspassung (s6) warm gefügt und deren Umformbarkeit bei den Grundbeanspruchungsarten Stauchen und Breiten untersucht.

Stauchen

Ein Stauchen mit gesteckten Halbzeugen wurde durchgeführt und die Farbeindringprüfung zeigte keine makroskopischen Schädigungen der Querschnitte. Allerdings verdeutlichen die metallogra-

fischen Untersuchungen, dass sich zwischen den Verbundpartnern keine durchgängige Grenzschicht gebildet hat, vgl. Abb. 4.27.

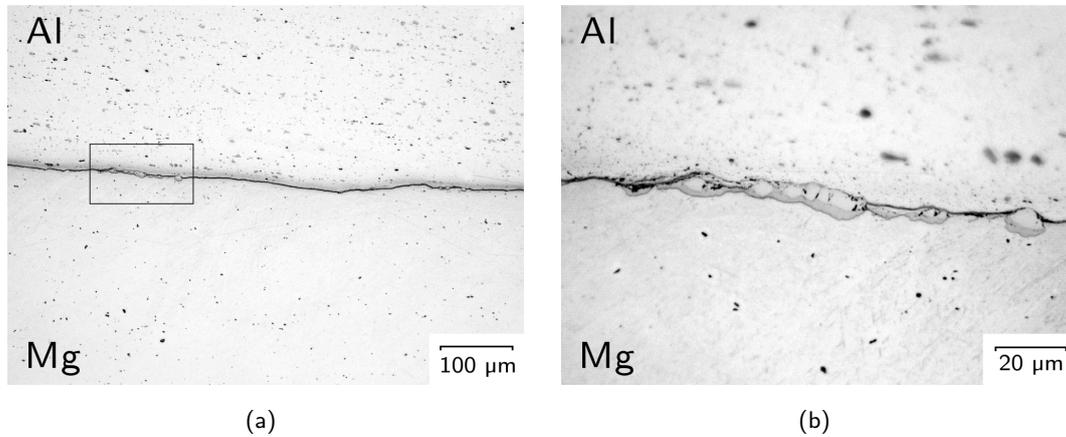


Abb. 4.27: Stauchen mit gefügtem Halbzeug, Lichtmikroskopie (a) bruchstückhaft ausgebildete Grenzschicht, (b) Detailaufnahme; Bildquelle [80]

Die Grenzschicht mit den erkennbaren intermetallischen Phasen liegt nur bruchstückhaft vor. Es konnte somit kein stoffschlüssiger hybrider Al-Mg-Verbund erzielt werden, was sich in einer ungenügenden Verbundqualität widerspiegelt. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass Stauchen mit gesteckten/gefügten Halbzeugen keine Alternative zur Verwendung von hydrostatisch stranggepressten Halbzeugen darstellt.

Breiten

Beim Breiten mit gesteckten Halbzeugen konnte keine erfolgreiche Umformung erzielt werden. In Abbildung 4.28 ist ein derartiges Halbzeug beim Schmiedeprozess Breiten ($s_u = 10$ mm) dargestellt.



Abb. 4.28: Verwendung eines gefügten Halbzeuges beim Breiten; Darstellung der Stirnseite, $s_u = 10$ mm

Es ist ersichtlich, dass keine gemeinsame Umformung des Mantel- und Kernwerkstoffes möglich ist. Der Aluminiummantel löst sich vom Magnesiumkern und der hybride Verbund kann sich nicht durch den Schmiedeprozess ausbilden. Durch die auftretenden Zugspannungen in diesem Bereich sowie der fehlenden äußeren Drucküberlagerung (Gravur, hydrostatische Druck) ist keine Diffusion möglich und die Bildung einer Grenzschicht mit intermetallischen Phasen findet nicht statt.

Daher ist es essenziell notwendig, dass die Halbzeuge bereits als hybrider Verbund vorliegen, da ohne dieses Halbzeugmerkmal (stoffschlüssiger Verbund, Grenzschicht) das Verfahrensprinzip des Verbundschmiedens mit Al-Mg-Verbunden nicht umsetzbar ist.

4.3 Fazit experimentelle Untersuchungen

1. Eine generelle Umformung mit hohen Umformgraden konnte mit den hybriden Al-Mg-Verbunden erzielt werden.
2. Die Grenzschicht zeigte eine belastungsabhängige Umformbarkeit. Beim Stauchen, d.h., einer axialen Belastung der Halbzeuge bleibt die Grenzschicht, trotz hoher Umformgrade, vollständig intakt und besitzt keinerlei Schädigung. Im Gegensatz dazu kommt es beim Breiten sowie beim Steigen, bei einer radialen Belastung der Grenzschicht teilweise zur lokalen Schädigung.
3. Bei den Schmiedeprozessen Breiten, Steigen und Schmieden des SMART-Bodys konnte zusätzlich die belastungsabhängige Fragmentierung der Grenzschicht ermittelt werden. In Längsrichtung tritt stets eine Dehnung auf, welche die Grenzschichtschädigung verursacht und in Abhängigkeit der Belastung ergibt sich der Grad der Fragmentierung. Bei der Querrichtung kommt es sowohl zur Dehnung als auch zur Stauchung der Grenzschicht, wobei eine Dehnung immer einer Schädigung gleichzusetzen ist und die Stauchung stets als unkritisch für die Grenzschicht einzustufen ist.
4. Die Beanspruchungsart Steigen ist aufgrund des unterschiedlichen Werkstoffflusses (Breiten + Steigen) als besonders kritisch zu bewerten. Einerseits erfolgt eine lokale Stauchung (Breitenbereich) sowie zusätzlich eine Streckung der Grenzschicht in Steigrichtung.
5. Aufgrund der äußeren radialen Belastung (Breiten, Steigen, SMART-Body) zerbricht die primäre Grenzschicht in einzelne Fragmente, wobei deren Größe, Lage und Verdrehung abhängig sind von den vorherrschenden Dehnungen und Spannungen.
6. Durch die fortschreitende Umformung treffen die reinen Verbundwerkstoffe aufeinander und aufgrund von Diffusionsprozessen bildet sich eine sekundäre Grenzschicht.
7. Aufgrund des Fragmentierungsmechanismus und dessen Effekten (Fragmente, sekundäre Grenzschicht) erfolgt die Identifizierung der Dehnungen/Stauchungen als erster Haupteinflussfaktor für die Grenzschichtschädigungscharakterisierung.
8. Die Verdrehung der Fragmente deuten darauf hin, dass Scher- bzw. Schubspannungen wirken, was dann einem weiteren Einflussfaktor hinsichtlich der Grenzschichtfragmentierung entspricht.

9. Eine Stauchung der Grenzschicht und der daraus resultierenden plastischen Formänderung der intermetallischen Phasen gibt einen Hinweis darauf, dass eine mögliche Überlagerung des hydrostatischen Drucks vorliegt.
10. Eine Streckung, hervorgerufen durch die unterschiedlichen Fließ- bzw. Schubspannungen der Verbundpartner, resultiert immer in einer Schädigung der primären Grenzschicht.
11. Die Ableitung der schematischen Darstellung der Grenzschicht ist ein effektives Hilfsmittel, um die Umformbarkeit der hybriden Verbunde zu beschreiben und zu verstehen. Der direkte Vergleich zwischen mikroskopischen Erscheinungsbild der Grenzschicht und den makroskopischen Kenngrößen verbessert das Prozessverständnis.
12. Die Farbeindringprüfung ist als Prüfmethode hinsichtlich der Ermittlung der Fragmentierung der primären Grenzschicht ungeeignet, da durch die Ausbildung der sekundären Grenzschicht keine Risse vorhanden sind. Bei Halbzeugen mit nicht vollständiger Fragmentierung (keine Verschweißung, keine sekundäre Grenzschicht) sind die Zwischenräume zu klein, sodass kein Indikatorfarbstoff diese Stellen benetzen kann und somit auch keine Schädigungsdarstellung möglich ist.
13. Die metallografischen Analysen sind ein effektives Hilfsmittel zur Charakterisierung der Umformbarkeit der hybriden Al-Mg-Verbunde.

5 Numerische Untersuchungen

Die in Kapitel 4 gewonnenen Erkenntnisse und die daraus abgeleiteten Arbeitshypothesen werden in diesem Kapitel mithilfe der numerischen Methoden auf ihre Plausibilität überprüft und bewertet. Dafür erfolgt zunächst die Beschreibung der Entwicklung der Simulationsmodelle, deren Kalibrierung und Auswertung sowie abschließend die Herleitung des Versagenskriteriums für die Grenzschicht.

5.1 Simulationssystem FORGE2011

Für numerische Untersuchungen existiert eine Vielzahl von Softwarelösungen mit unterschiedlichem Funktionsumfang und Anwenderstandards. Die Tabelle 5.1 zeigt einen Überblick über die gängigen FE-Systeme, welche auf dem Softwaremarkt im Bereich der Massivumformung verfügbar sind.

Tab. 5.1: Übersicht der FE-Systeme im Bereich der Umformtechnik

Software	Hersteller
ANYSYS	Ansys Inc.
FORGE2011	Transvalor
Simufact.forming	Simufact Engineering GmbH
LS-DYNA	LSTC
QForm 2D/3D	Quantor Form
DEFORM 2D/3D	SFTC

Das Simulationssystem FORGE2011 wird von der französischen Softwarefirma Transvalor entwickelt und vertrieben. Aufgrund einer engen Kooperation mit MINES ParisTech¹ sowie der CE-MEF² werden stetig neue Algorithmen sowie Technologien in die Software implementiert. Das FE-System zeichnet sich durch seine benutzerfreundliche Oberfläche, kurze Berechnungszeiten, Fähigkeit zur Parallelisierung und Systemstabilität aus. Aufgrund dessen hat sich die Produktreihe Forge im Bereich der Massivumformung für die industrielle Anwendung erfolgreich etabliert und kommt in der vorliegenden Arbeit zum Einsatz.

¹Zusammenschluss von Bildungs- und Forschungseinrichtungen zu einem Exzellenzcluster

²Forschungszentrum Centre de Mise en Forme des Matériaux

5.2 Rechnerkonfiguration

In Tabelle 5.2 ist die Rechnerkonfiguration der zwei verwendeten Rechnersysteme aufgeführt. Die Verwendung des leistungsstarken 8-Kern-Rechners sowie des 16-Knoten-Clusters ermöglicht die effiziente Lösung der numerischen Problemstellung.

Tab. 5.2: Rechnerkonfiguration für die numerischen Analysen mit FORGE2011

Komponente	8-Kern	16-Cluster
CPU	Intel Xeon W5580 3.2 GHz	AMD Quad Core Opteron 2.79 GHz
CPU Anzahl	2 x 4	4 x 4
Racks	-	4
RAM	48 GB	8 GB pro Rack
Festplatte	500 GB	2 x 500 GB
Betriebssystem	Windows Server 2003 R2 x64	Windows Server 2003 R2 x64

5.3 Modellbildung der Schmiedeprozesse

Alle Schmiedeprozesse werden als Voll-3-D-Modell mit thermomechanischer Kopplung aufgebaut, um die Vergleichbarkeit der Simulationsergebnisse zu gewährleisten. In den folgenden Abschnitten werden die typischen Arbeitsschritte, welche in Abbildung 2.14 vorgestellt wurden, detailliert beschrieben.

5.3.1 Werkzeuggeometrie

Die Werkzeuggeometrie wurde mit dem CAD-System NX 7.5 der Fa. Siemens konstruiert. Das Simulationssystem FORGE2011 verfügt über eine neutrale STL-Schnittstelle mit dem der Datenaustausch realisiert wird. Durch die diskrete Darstellung der Werkzeuggeometrie war es notwendig die Exportparameter innerhalb von NX 7.5 möglichst hochauflösend einzustellen, um die Gesenkgravur exakt abzubilden. Für eine Homogenisierung des Oberflächennetzes erfolgt eine Neuvernetzung mit dem integrierten Vernetzer des Präprozessors von FORGE2011. Für alle Simulationsmodelle werden die Werkzeuge als ideal starre Körper definiert, d.h., eine elastische bzw. plastische Deformation ist somit ausgeschlossen.

5.3.2 Werkstückgeometrie

Die Realisierung des hybriden Werkstoffverbunds erfolgt durch die Modellierung zweier separater Körper. Die Überführung des CAD-Modells erfolgte analog dem Werkzeugmodell. Nach der Homogenisierung des Oberflächennetzes wird eine Volumenvernetzung mit Tetraederelementen durchgeführt, vgl. Abb. 5.1. In FORGE2011 ist nur dieser eine Elementtyp implementiert, was

jedoch hinsichtlich der Geometrieabbildung sowie der Qualität des numerischen Modells nicht nachteilig ist.

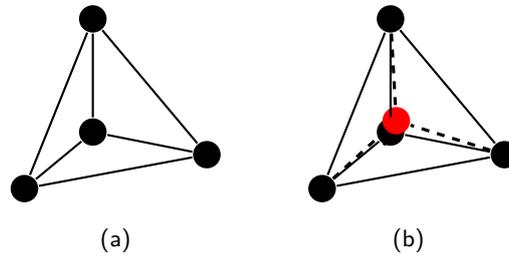


Abb. 5.1: (a) Standard Tetraederelement, (b) Tetraederelement mit zusätzlichen Integrationspunkt (Druck, Geschwindigkeit), Herrmann Formulierung.

Die Anzahl der Knoten bzw. Elemente der Werkstücke ist dabei abhängig von der definierten Elementkantenlänge $l_{ele.}$. Ein guter Kompromiss zwischen Genauigkeit der Geometrieabbildung sowie Element- bzw. Knotenanzahl in Bezug zur Berechnungszeit lag bei einer Elementkantenlänge $l_{ele.}$ von 0,8 mm. Der Aluminiummantel besitzt eine mittlere Wandstärke s_{Al} von ca. 2,5 mm. Bei der Lösung von numerischen Problemen wird empfohlen, mindestens drei Elemente über den Querschnitt zu definieren. Daraus ergibt sich ein Richtwert von 0,83 mm; was dem gewählten Wert von 0,8 mm weitestgehend entspricht. Die Tabelle 5.3 veranschaulicht exemplarisch die Elementanzahl des unverformten Ausgangskörpers beim Breiten.

Tab. 5.3: Exemplarische Übersicht der Elementanzahl für die Ausgangsgeometrie beim Schmie-
deprozess Breiten

Elementkantenlänge $l_{ele.}$ [mm]	Elementanzahl		Berechnungszeit (8-Kern) [h]
	Al-Mantel	Mg-Kern	
1,0	51.656	32.302	2,9
0,8	87.849	53.019	5,78
0,6	185.680	116.101	11,95
0,4	350.528	252.193	43,37
0,2	1.181.056	860.124	> 500

Des Weiteren wird die automatische Netzverfeinerung aktiviert, was dem FE-System die automatisierte sowie lokalisierte Netzadaption ermöglicht. Deswegen ist die Netzqualität weitestgehend unabhängig von der global definierten Elementkantenlänge $l_{ele.}$ und realisiert somit eine nahezu optimale Vernetzung für die jeweiligen kritischen Bereiche (Gratbahn, Flanken, etc.).

Die Modellierung zweier separater Wertstückgeometrien ist nicht ideal, da eine zusätzliche Kontaktbedingung sowie ein Wärmeübergang definiert werden muss. Daraus ergeben sich zusätzlich numerische Probleme durch die Kopplung der Knoten an den Kontaktflächen sowie bei der Neuvernetzung. Des Weiteren ist die Definition einer Kontaktablösespannung nicht zweck-

mäßig. Erstens, es liegen keine umfassenden Daten im Anwendungsbereich (Temperatur) vor. Zweitens haben die experimentellen Untersuchungen gezeigt, dass die primäre Grenzschicht fragmentiert wird und sich anschließend durch Diffusionsprozesse eine sekundäre Grenzschicht bildet. Dieser Vorgang kann ebenfalls so im FE-System nicht abgebildet werden, weshalb der vereinfachte Ansatz *Haften* den realen Kontaktbedingungen am nächsten kommt.

Ab der Version Forge2013 wird es möglich sein, den hybriden Werkstoffverbund durch einen einzelnen Körper und somit einem einzigen Netz zu modellieren. Dadurch entfällt die Definition zweier separater Körper mit getrennten Vernetzungen, die Kontaktbedingung wird wesentlich vereinfacht und auf die Modellierung des Wärmeübergangs kann ebenfalls verzichtet werden.

5.3.3 Werkstoff und -modell

Die Charakterisierung der Werkstoffverfestigung erfolgt bei numerischen Simulationen über die Fließkurve, welche den Zusammenhang zwischen der Fließspannung k_f und dem Umformgrad φ widerspiegelt. Die Fließkurve ist dabei werkstoffabhängig, in diesem Sinne von der Werkstoffhistorie sowie der Umformtemperatur T_{Umform} und Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$. Wenn die Fließspannung k_f den Wert der vorherrschenden Vergleichsspannung σ_v annimmt, d.h. die Fließbedingung vollständig erfüllt ist, tritt plastisches Fließen ein bzw. wird aufrechterhalten und der Werkstoff verformt sich dauerhaft [6]. Eine ausführliche Einführung in die Aufnahme von Fließkurven mit den dazugehörigen Methoden und Ansatzmodellen findet sich in Doege und Behrens [33] sowie Rösler u. a. [95].

Für die Beschreibung der Fließkurven existiert eine Vielzahl von Ansatzmodellen, die oftmals spezifisch für einen Anwendungsbereich entwickelt wurden und die Fließkurven mathematisch beschreiben. Die Gleichung 5.1 entspricht dem Potenzansatz von Swift [103], Gleichung 5.2 dem Potenzansatz von Gosh [45] und die Ludwik-Gleichung (5.3) ist ebenfalls ein häufig angewendeter Modellansatz im Bereich der Kaltumformung [74]. Die Parameter (a, b, c, d, e) der jeweiligen mathematischen Ansätze werden per Regressionsanalyse aus Messdaten bestimmt und die Werkstoffmodelle charakterisieren somit das Werkstoffverhalten.

$$k_f = b \cdot (c + \varphi)^d \quad (5.1)$$

$$k_f = b \cdot (c + \varphi)^d + e \quad (5.2)$$

$$k_f = a \cdot \varphi^b \quad (5.3)$$

Die komplexeren Modelle von Hensel-Spittel (5.4, 5.5) eignen sich insbesondere für den Bereich der Warmumformung. Durch die Berücksichtigung der Temperatur und der hohen Parameteranzahl der Modellformulierung lassen sich die Fließkurven mathematisch besser auf die Datenbasis approximieren und charakterisieren das Werkstoffverhalten somit genauer [51].

$$k_f = A \cdot e^{m_1 \cdot T} \cdot \varphi^{m_2} \cdot e^{m_4/\varphi} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \quad (5.4)$$

$$k_f = A \cdot e^{m_1 \cdot T} \cdot T^{m_9} \cdot \varphi^{m_2} \cdot e^{m_4/\varphi} \cdot (1 + \varphi)^{m_5} \cdot T \cdot e^{m_7 \cdot \varphi} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \cdot \dot{\varphi}^{m_8} \cdot T \quad (5.5)$$

Eine weitere Methode zur Beschreibung der Fließkurven ist die Verwendung von Tabellen. Dem FE-System werden die diskreten Fließkurvendaten in Form von Wertepaaren zugewiesen. Bei diesem Ansatz werden die Zwischenwerte linear interpoliert, was in Abhängigkeit von der Dendichte mehr oder weniger genaue Ergebnisse liefert.

Zur Beschreibung der Aluminiumknetlegierung und der Magnesiumknetlegierung beim Hybridschmieden wurde der Ansatz von Hensel-Spittel 5.4 benutzt [51]. Die Spittelkoeffizienten wurden von Kittner [57] aus den bisherigen Arbeiten zum hydrostatischen Strangpressen übernommen. Der Tabelle 5.4 können die verwendeten Spittelkoeffizienten entnommen werden und in Abbildung 5.2 sind die Fließkurven für AlMgSi1 und AZ31 für eine Umformgeschwindigkeit von 10 s^{-1} und einer Temperatur von 300 °C beispielhaft dargestellt.

Tab. 5.4: Spittelkoeffizienten für AlMgSi1 und AZ31 [57]

Parameter	AlMgSi1	AZ31
A	352,39	243,1
m_1	-0,00454	-0,003513
m_2	0,06604	-0,544806
m_3	0,13165	0,188858
m_4	0,00241	-0,05318

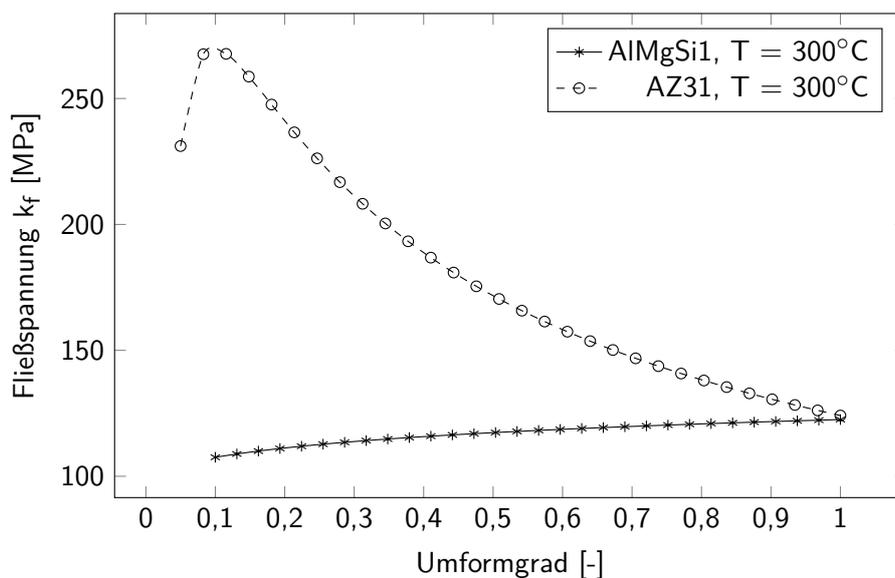


Abb. 5.2: Fließkurven von AlMgSi1 und AZ31 bei einer Umformgeschwindigkeit von 10 s^{-1} und einer Umformtemperatur von 300 °C .

Die Darstellung der einzelnen Fließkurven für unterschiedliche Umformtemperaturen und Umformgeschwindigkeiten befindet sich im Anhang (B). Die Übernahme der Werkstoffparameter basierend auf den oben genannten Spittelkoeffizienten beruht auf folgenden Punkten:

- Kittner [57] erzielte mit den o.g. Fließkurvendaten sehr gute Ergebnisse bei den numerischen Untersuchungen des hydrostatischen Strangpressens. Daher ist die Überführung der Fließkurvendaten auf das exzentrische hydrostatische Strangpressen gerechtfertigt.
- Beim hydrostatischen Strangpressen herrschen hauptsächlich Druckspannungen, welche auch beim Gesenkschmieden vorrangig auftreten, wodurch letztendlich für das Gesenkschmieden die Fließkurven weitestgehend belastungsgerecht vorliegen.
- Materialkennwerte direkt aus den stranggepressten hybriden Al-Mg-Verbunden für die Schmiedeprozesse zu extrahieren, war aufgrund der geometrischen Abmaße, des zu untersuchenden Temperaturbereichs sowie der auftretenden Umformgeschwindigkeiten nur schwer realisierbar. Lehmann u. a. [71], [72] nutzte Mikrozugproben, präpariert aus den verpressten hybriden Verbunden, um Werkstoffeigenschaften bei Raumtemperatur und quasistatischen Umformgeschwindigkeiten zu ermitteln. Des Weiteren erfolgte eine Bestimmung der Werkstoffeigenschaften im Temperaturbereich von 200 °C bis 350 °C sowie quasistatischen Umformgeschwindigkeiten [37]. Die Ermittlung von Werkstoffeigenschaften des stranggepressten hybriden Al-Mg-Verbundes bei höheren Umformgeschwindigkeiten basierend auf Mikrozugproben sind momentan Gegenstand der Forschung im SFB 692.

Die Werkstoffcharakterisierung bei einer quasistatischen Umformgeschwindigkeit ist für die Schmiedeprozesse ($\dot{\varphi} > 10 \text{ s}^{-1}$) dahingehend problematisch, weil der Magnesiumwerkstoff eine ausgeprägte Geschwindigkeitsabhängigkeit B.2 aufweist [55]. Außerdem wurden mit den Mikrozugproben ausschließlich Zugfließkurven ermittelt, welche somit für die Schmiedeprozesse nicht belastungsgerecht vorliegen.

- Des Weiteren erfolgt eine Warmumformung bei T_{Umform} von 200 °C bzw. 300 °C mit einer Vorwärmtemperatur von 250 °C bzw. 350 °C mit einer Vorwärmdauer von 25-30 Minuten. In diesem Zeit- und Temperaturfenster treten bereits Erholungs- sowie Rekristallisationseffekte ($\text{Mg/Al} > 200 \text{ °C}$) auf, welche die präinduzierten Verfestigungen und Eigenspannungen wesentlich reduzieren. Dadurch relativiert sich die Umformhistorie und die verwendeten Fließkurven sind daher ebenfalls geeignet.
- Chargenschwankungen, Wärmebehandlungen sowie der erlaubte Toleranzbereich der Legierungsbestandteile der Werkstoffe beeinflussen ebenfalls den Vertrauensbereich der Fließkurvendaten. Um den Einfluss der Werkstoffdaten zu quantifizieren, erfolgte mithilfe der Modifikation der werkstoffspezifischen Konstante A eine Variation der Fließspannungsniveaus um $\pm 20\%$. Die Ergebnisse der Untersuchungen findet sich im Kapitel 6.5.

- Die Kalibrierung der Schmiedeprozesse sowie des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens zeigt eine sehr gute Korrelation mit den Experimenten, siehe Abschnitt 5.6.2 und Kapitel 7.3, was die Anwendung der vorliegenden Fließkurvendaten bestätigt.

5.3.4 Kinematik des Gesenkschmiedens

Die Modellierung der Pressenkinematik erfolgt auf der Basis der Kennwerte der Doppelständer-Exzenterpresse. In FORGE2011 existiert eine Pressenvorlage für mechanische Pressen mit den typischen Kennwerten, siehe Tab.5.5.

Tab. 5.5: Übersicht der Parameter und Parameterkenngrößen zur Definition der mechanischen Presse in FORGE2011

Parameter	Bezeichnung	Werte / Kenngröße
Kurbelradius	R	40,5 mm
R/L Verhältnis	λ	0,057857
Drehzahl	n	80 min ⁻¹
Ausgangshöhe	H ₀	variiert [†]
Endhöhe	H ₁	variiert [†]
Richtung	Z	vektoriell (0, 0, ± 1)

R/L = Verhältnis Kurbelradius/Pleuelstange

[†]abhängig vom jeweiligen Schmiedeprozess

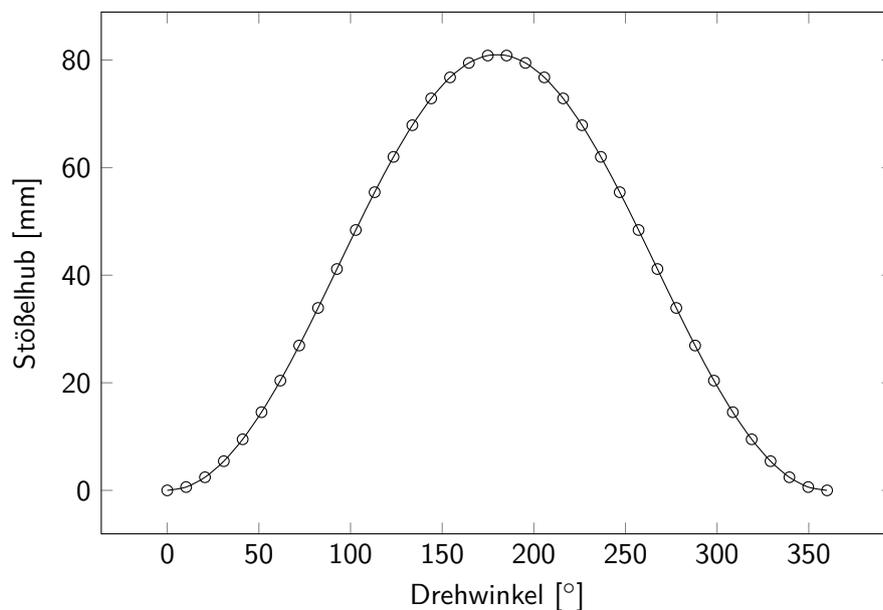


Abb. 5.3: Darstellung des idealen Stößelhubes für die Doppelständerexzenterpresse mit den Parametern $R = 40,5$ mm, $\lambda = 0,057857$

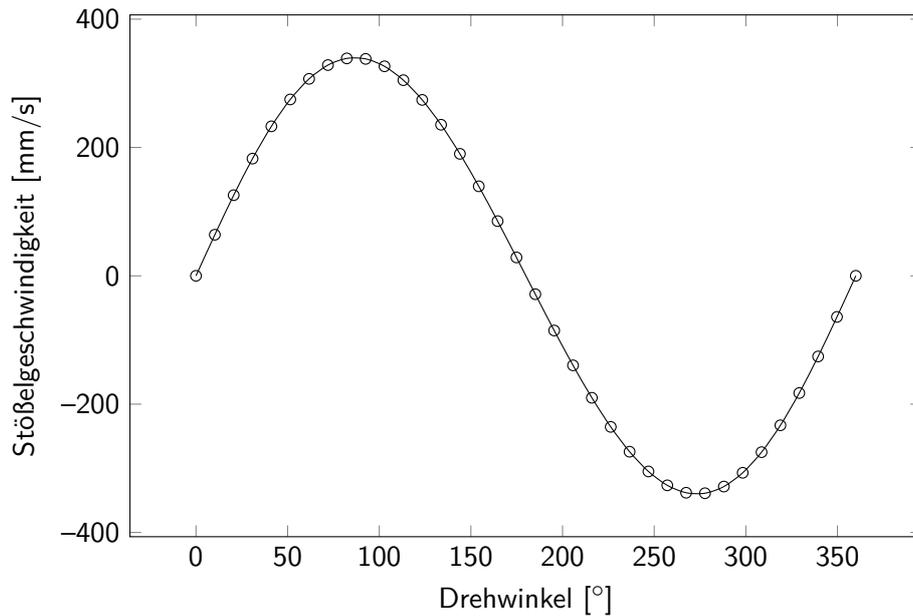


Abb. 5.4: Darstellung der idealen Stößelgeschwindigkeit für die Doppelständerexzenterpresse beim Parametersatz $R = 40,5 \text{ mm}$, $\lambda = 0,057857$ und $n = 80 \text{ min}^{-1}$

Der hybride Verbund wird im Untergesenk positioniert, sodass der deformierbare Körper Kontakt zu den Wirkflächen des Untergesenks hat. Die Simulation des Leerhubes (Ausgangsposition des Obergesenks bis zum ersten Kontakt des Werkstücks) der Umformmaschine ist nicht zweckmäßig, da nur eine translatorische Bewegung vorliegt. Deswegen wird die automatische Positionierung des Obergesenks zum Werkstück genutzt. Dafür werden die beiden Objekte ausgewählt und der Kontaktfindungsalgorithmus von FORGE2011 ermittelt den relativen Abstand und abschließend wird das Obergesenks auf das Werkstück ausgerichtet, indem eine Verschiebung des Obergesenks in Richtung Werkstück erfolgt.

Als Referenz zur Bestimmung des Umformweges werden die Flächen der Gratbahn bzw. beim Breiten die Wirkflächen der Gesenke genutzt. Durch die einfache Bestimmung der Abstände (Knotenabstand) zwischen den genannten Flächen ergibt sich, unter Berücksichtigung des Grats, automatisch der Umformweg sowie die Ausgangs- und Endhöhe der Referenzflächen zueinander. Die Kenngrößen Ausgangs- und Endhöhe werden in der Pressenvorlage zusammen mit den restlichen Parametern (λ , R , n) definiert, FORGE2011 ermittelt selbstständig die Kinematik und somit ist die Umformmaschine vollständig definiert.

5.3.5 Reibmodell und -koeffizient

Die Reibung beschreibt das Verhalten zweier Kontaktkörper, wobei diese Körper aneinander vorbei *gleiten* oder aneinander *haften* können. Die Reibungszustände in Form von Adhäsion, Festkörper-, Flüssigkeits- und Gasreibung treten oftmals in einer Mischform auf, und deren komplexe physikalische Phänomene lassen sich für die numerischen Methoden nur schwer einheitlich erfassen und beschreiben. Daher erfolgt die Modellierung der Reibung in numerischen Systeme-

men auf Basis von unterschiedlichen mathematischen Modellen, die sich hauptsächlich auf den herrschenden Spannungszustand konzentrieren.

In FORGE2011 sind neben den Standardreibmodellen wie Coulomb³ (5.6) oder dem Reibfaktormodell nach Tresca (5.7) u.a. auch die Reibmodelle von Neumaier (5.8), IFUM (5.9) und das viskoplastische Reibmodell (5.10) implementiert, welche sich alle grundsätzlich für Schmiedesimulationen eignen [21, 109]. In Lange [67] sowie bei Doege und Behrens [33] werden die Grundlagen der Reibung detailliert erläutert und Bouguecha [21] gibt einen Überblick speziell für die Modellierung der Reibung in der numerischen Simulation.

$$\tau_R = \mu \cdot \sigma_N \quad (5.6)$$

$$\tau_R = m \cdot k \text{ mit } k = \frac{k_f}{\sqrt{3}} \quad (5.7)$$

$$\tau_R = m \cdot k \left[1 - \exp\left(-\frac{\sigma_N}{k_f}\right) \right] \left[\frac{2}{\pi} \cdot \arctan\left(\frac{v_{rel}}{C}\right) \right] \quad (5.8)$$

$$\tau_R = \left[0,3 \left(1 - \frac{\sigma_v}{k_f} \right) \cdot |\sigma_N| + m \cdot k \cdot \frac{\sigma_v}{k_f} \left\{ 1 - \exp\left(-\left|\frac{\sigma_N}{k_f}\right|\right) \right\} \right] \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{v_{rel}}{C}\right)^2\right] \quad (5.9)$$

$$\tau_R = -\alpha_f \cdot K_p(T, \varphi) \cdot \Delta v_p^{1-p} \cdot \Delta v_p \quad (5.10)$$

Während des Kalibrierprozesses hat sich das Reibfaktormodell nach Tresca (5.7) mit einem Reibfaktor von $m = 0,8$ als Optimum für alle Schmiedeprozesse herausgestellt. Die Kalibrierung der Simulation wird im Abschnitt 5.6.1 näher vorgestellt.

5.3.6 Wärmetransport

Der Wärmetransport beinhaltet mehrere wärmespezifische Phänomene, die im Simulationsmodell berücksichtigt werden müssen. Für die genaue Beschreibung der Wärmebilanz sind folgende Prozesse zu beachten:

- Wärmeleitung (Werkstück-Werkstück, Werkstück-Werkzeug)
- Wärmestrahlung (hauptsächlich Werkstück-Umgebung)
- Wärmeströmung (Werkstück-Werkzeug, Werkstück-Umgebung)

Des Weiteren spielt die Art der Werkzeugmodellierung im Simulationsmodell eine wesentliche Rolle für die Definition des Wärmeübergangskoeffizienten. Im Prinzip lassen sich in zwei grundlegende Betrachtungsweisen unterscheiden:

- ideal starre Werkzeuge
- deformierbare Werkzeuge

³In FORGE2011 wird beim Reibmodell nach Coulomb eine Fallunterscheidung vorgenommen. Die Definitionsdatei enthält sowohl einen Reibwert μ als auch einen Reibfaktor m . Wenn die Schubfließgrenze k überschritten wird, dann nutzt der Berechnungsalgorithmus von FORGE2011 automatisch den Reibfaktor m .

5.3.6 Wärmetransport

Bei ideal starren Werkzeugen werden nur die Wirkflächen berücksichtigt, d.h., es erfolgt eine ausschließliche Betrachtung der Oberflächen (kein Volumenkörper). Dadurch wird der Berechnungsaufwand, auf Kosten der Berücksichtigung der realen Werkzeugeigenschaften (Masse, Temperaturprofil, Wärmeströme), erheblich reduziert. Dieser Ansatz ist gerechtfertigt, wenn der Fokus auf dem Werkstück liegt, d.h. Formfüllung und Schmiedbarkeit sind von größerer Bedeutung, als die Werkzeugeigenschaften (elastische Deformation, Verschleiß, Schädigung).

Durch diese Vereinfachung besitzt das Werkzeug eine konstante Werkzeugtemperatur, welche über dem Prozess konstant bleibt und per Definition kein Temperaturfeld ausbilden kann. Dadurch müssen die auftretenden Wärmetransportvorgänge kritisch betrachtet werden und die Anpassung der charakteristischen Größen, wie des Wärmeübergangskoeffizienten, muss dementsprechend erfolgen.

Die Gleichungen 5.11, 5.12 und 5.13 beschreiben die einzelnen auftretenden Wärmetransport-spezifika. Während des Umformvorgangs wirken alle Wärmetransportphänomene simultan, wie in Gleichung 5.14 beschrieben. Der Gesamtwärmestrom für den Umformprozess setzt sich aus den Teilwärmeströmen der jeweiligen Objekte zusammen, vgl. Gleichung 5.15.

$$Q_{\text{Wärmeleitung}} = \frac{\lambda_W}{d} \cdot A_K \cdot \Delta T \quad (5.11)$$

$$Q_{\text{Wärmestrahlung}} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot A_K \cdot T^4 \quad (5.12)$$

$$Q_{\text{Wärmeübergang}} = \alpha \cdot A_K \cdot \Delta T \quad (5.13)$$

$$\dot{Q}_{\text{Körper}} = \frac{\delta Q}{\delta t} = \dot{Q}_{\text{Wärmeleitung}} + \dot{Q}_{\text{Wärmestrahlung}} + \dot{Q}_{\text{Wärmeübergang}} \quad (5.14)$$

$$\dot{Q}_{\text{Gesamt}} = \frac{\delta Q}{\delta t} = \dot{Q}_{\text{Umgebung}} + \sum \dot{Q}_{\text{Werkzeug},i} + \sum \dot{Q}_{\text{Werkstück},i} \quad (5.15)$$

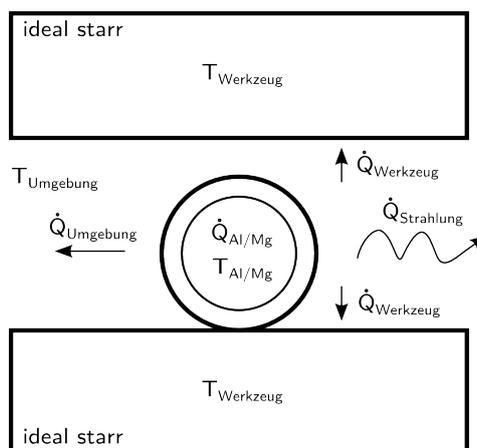


Abb. 5.5: Schematische Darstellung der wirkenden Wärmeströme beim Umformvorgang

Bei der Verwendung der ideal starren Werkzeuge besteht nur die Möglichkeit den Wärmeübergangskoeffizienten α erheblich zu erhöhen, um den fehlenden Temperaturanstieg der Werkzeuge sowie die Ausbildung des werkzeugseitigen Temperaturfelds zu kompensieren. Der Berechnungsingenieur muss im Prinzip dafür sorgen, dass die erzeugte Wärmeenergie dissipieren kann und dadurch abgeführt wird. Daher wurde ein relativ hoher Wärmeübergangskoeffizient mit $30 \text{ kW/m}^2\text{K}$ definiert, da dieser Wert die beste Übereinstimmung mit den mittels Thermografie gemessenen Temperaturen lieferte.

Der Wärmeübergang, zwischen den Mantel- und Kernmaterial wurde auf $1 \text{ MW/m}^2\text{K}$ festgelegt, da der hybride Verbund in der Realität als ein einzelner Körper agiert. Im Al-Mg-Verbund herrscht ein idealer Wärmeübergang, der so im FE-System nicht darstellbar ist, was den genannten Wärmeübergangskoeffizienten letztendlich so erforderlich macht.

5.3.7 Schädigungskriterium

Bei den experimentellen Untersuchungen hat sich gezeigt, dass der Magnesiumkern beim Breiten vereinzelt stirnseitige Risse aufweist, vgl. Kap. 4.2.2. Zur Analyse dieses Schädigungsverhaltens wird das makromechanische Schädigungsmodell von Cockcroft und Latham [23] im Simulationsmodell verwendet. In Gleichung 5.16 ist das Schädigungsmodell dargestellt [23].

$$D_{\text{krit.}} = \int_0^{\varphi_v} \frac{\sigma_1}{\sigma_v} d\varphi_v \quad (5.16)$$

Das wesentliche Merkmal dieses Schädigungsansatzes ist der integrale Ansatz der Spannungsverhältnisse von der ersten Hauptspannung σ_1 zur Vergleichsspannung σ_v in Abhängigkeit des Vergleichsumformgrades φ_v . Wenn dieses Verhältnis einen vordefinierten kritischen Schwellwert $D_{\text{krit.}}$ überschreitet, dann treten irreversible Schädigungen im deformierbaren Körper auf.

Im FE-System FORGE2011 ist dieses Schädigungskriterium bereits standardmäßig implementiert. Der kritische Schädigungswert $D_{\text{krit.}}$ muss vom Anwender prozessspezifisch definiert werden, und bei dessen Überschreitung werden die Tetraederelemente lokal eliminiert, was die geometrische Abbildung der Schädigung ermöglicht. Wenn kein Schädigungswert festgelegt wird, dann erfolgt im Postprozessor ausschließlich die Visualisierung des kritischen Schwellwertes als skalare Größe im Falschfarbenschema. Dadurch können kritische Bereiche identifiziert und Umformvorgänge entsprechend bewertet werden.

5.3.8 Kontaktbedingung Al-Mg-Verbund

Die Kontaktbedingung zwischen dem Al-Mg-Verbund zu formulieren, erfordert eine relativ starke Abstrahierung der realen Bedingungen. Die Grenzschicht weist im Wesentlichen folgende Merkmale auf:

- endliche Dicke im Mikrometerbereich,
- spezifische Werkstoffcharakteristika und

- einen Übergangsbereich zum Magnesiumkern sowie Aluminiummantel.

All diese Bedingungen im Simulationsmodell zu berücksichtigen, ist sehr anspruchsvoll und aus folgenden Gründen nicht sinnvoll realisierbar. Die Grenzschicht ist im Vergleich zum Aluminiummantel sowie des Magnesiumkerns verschwindend klein (Faktor 1:1000). Daraus resultieren Probleme hinsichtlich der Kontaktfindung zwischen den Objekten sowie durch den enormen Anstieg der Elementanzahl. Eine sinnvolle Vernetzung zu erreichen, ist grundsätzlich möglich, da das FE-System FORGE2011 frei skalieren kann.

Jedoch würde dies bei einer zweckmäßigen Vernetzung der Grenzschicht, d.h. mindestens drei Elemente im Querschnitt, eine Elementkantenlänge l_{ele} von ca. 8 μm bedeuten. Im Vergleich dazu beträgt die Elementkantenlänge des Aluminiummantels bzw. Magnesiumkerns 0,8 Millimeter, was einem Skalierungsfaktor von 100 entspricht. Beim Schmiedeprozess Breiten bedeutet das bei einer Halbzeuglänge von 70 mm, einer Elementkantenlänge von 10 μm sowie 3 Elementen über den Querschnitt, dass die Elementanzahl allein ca. 98.000.000 für die Grenzschicht beträgt. Dadurch erhöht sich die Berechnungszeit unverhältnismäßig und eine sinnvolle Analyse wird nicht gewährleistet.

Die spezifischen Werkstoffcharakteristika für die Grenzschicht müssen bekannt sein, um diese tabellarisch bzw. mathematisch beschrieben im FE-System verwenden zu können. Die Untersuchungen von Lehmann u. a. [71], [72] lieferten grundlegende Erkenntnisse für die Grenzschichteigenschaften. Jedoch bezogen sich diese im Wesentlichen auf Festigkeiten, insbesondere der Haftfestigkeiten und Bruchzähigkeiten, welche aus umformtechnischer Sicht nicht zweckmäßig sind, um das Fließverhalten exakt zu beschreiben. Eine vernünftige und abgesicherte numerische Simulation ist jedoch nur möglich, wenn weitestgehend genaue sowie umfassende Werkstoffdaten vorliegen. Die Ermittlung von Werkstoffdaten ist aufgrund der geringen Größe (ca. 30 μm) der intermetallischen Phasen sehr schwierig und mit der vorhandenen experimentellen Ausstattung nicht realisierbar.

Die Integration der Grenzschicht als deformierbares Objekt erhöht die Komplexität des Simulationsmodells und stellt hohe Anforderungen an die Kontaktalgorithmen sowie die Kontaktformulierung. Die Kontaktformulierung zwischen der Grenzschicht und dem Aluminiummantel sowie Magnesiumkern ist durch Haften bzw. Verkleben sinnvoll realisierbar. Dabei wird davon ausgegangen, dass die Grenzschicht und der jeweils angrenzende Werkstoffpartner untrennbar bis zur Schubfließgrenze miteinander verbunden sind. Daraus ergibt sich, dass die Dehnungen und die daraus resultierenden Größen separat betrachtet werden können. Der hauptsächliche Nachteil dieser Methode begründet sich auf dem Dimensionssprung vom Mikrometer- in den Millimeterbereich der umzuformenden Objekte sowie der Definition zweier Kontaktbedingungen (Grenzschicht-Aluminium, Grenzschicht-Magnesium).

Aufgrund der benannten Nachteile wurde festgelegt, dass keine Modellierung der Grenzschicht als separates deformierbares Objekt erfolgt. Dadurch erfolgt nur eine Kontaktformulierung zwischen den Verbundpartnern und die Elementanzahl bleibt für die Untersuchungen im sinnvollen Rahmen. Die Kontaktbedingung wird mit *Haften* beschrieben, wodurch das Ablösen der Kontaktkörper ausgeschlossen ist. Jedoch sind Relativbewegungen in Form von Dehnungen/Verzer-

rungen im Kontaktbereich möglich. Die Anwendung eines hohen Reibkoeffizienten ($\mu = 1,0$) ist nicht zielführend, da ein Ablösen des Aluminiummantels vom Magnesiumkern nicht verhindert werden kann.

Die Anwendung einer Ablösespannung, d.h. das Lösen des Verbunds beim Überschreiten einer vordefinierten Spannung, ist nicht zielführend, da während des Umformvorgangs Diffusionsprozesse (sekundäre Grenzschicht) ablaufen und so den stoffschlüssigen Verbund aufrechterhalten. Eine derartige Prozesscharakteristik lässt sich mit dem FE-System so nicht darstellen.

5.4 Definition von Sensoren

In FORGE2011 ist es möglich, Sensoren als Analysehilfsmittel zu definieren. Diese Sensoren werden anhand ihrer Raumkoordinaten als Punkte im Werkstück festgelegt. Sensoren können a priori oder a posteriori betrachtet werden, d.h., ihre Berechnung erfolgt während der Simulation oder im Anschluss. Die Besonderheit der Sensoren liegt in ihrer Definition als Euler- bzw. Lagrangesensor. Der Eulersensor ist ortsfest definiert und der Lagrangesensor bewegt sich mit dem deformierbaren Körper mit. Die Ergebnisse werden im ASCII-basierten Dateiformat VTF ausgegeben und können im Anschluss mit einem Datenverarbeitungsprogramm, bspw. MSEXcel, aufbereitet und ausgewertet werden.

Für die Beurteilung der skalaren Kenngrößen erfolgte magnesium- und aluminiumseitig entlang der Grenzschicht die Positionierung von Lagrangesensoren. Dadurch konnte das Grenzschichtverhalten nachvollzogen sowie die auftretenden Vergleichsumformgrade und Spannungen analysiert werden. Mit den gewonnenen Daten werden die Auswertungen der Haupteinflussgrößen, das Grenzschichtverhalten und die Ableitung des Versagenskriteriums zweckmäßig unterstützt.

5.5 Modellbildung des hydrostatischen Strangpressens

Für die konzeptionelle Entwicklung sowie numerische Beurteilung des Exzentrischen Hydrostatischen Strangpressens (EHSP) ist es zunächst erforderlich, dass hydrostatische Strangpressen als Referenzsimulation im FE-System FORGE2011 abzubilden. Das exzentrische hydrostatische Strangpressen selbst wird ausführlich im Kapitel 7.3 erläutert.

Um die Auswertung der verschiedenen Strangpressverfahren zu vereinheitlichen, erfolgt ein identischer Modellansatz, damit die Simulationsergebnisse direkt miteinander vergleichbar sind. Aufgrund der Anwendung einer Exzentrizität kann kein 2-D-axialsymmetrischer Ansatz genutzt werden, weswegen ein 3-D-Modellansatz verfolgt wird. Zur Reduktion der Elementanzahl sowie der Berechnungszeit wird die einzig verbliebene Symmetrieebene (180° -Segment) ausgenutzt.

5.5.1 Modelltransfer

Die Werkzeug- und Werkstückgeometrien konnten direkt von Kittner [57] übernommen werden. Die Kurvenzüge werden in entsprechende 3-D-Modelle konvertiert und in das Simulationsmodell integriert. Die Diskretisierung der Werkstücke erfolgt mithilfe von Vernetzungsboxen, in

denen unterschiedliche Elementkantenlängen definiert werden konnten, vgl. Abb. 5.6. Dies ist notwendig, um den austretenden Strang möglichst fein zu vernetzen, ohne dabei den Ausgangsbolzen mit den gleichen Parametern zu diskretisieren. Dadurch ergibt sich eine Reduktion der Elementanzahl zu einem adäquaten Wert, der eine relativ schnelle Berechnung des numerischen Problems ermöglicht.

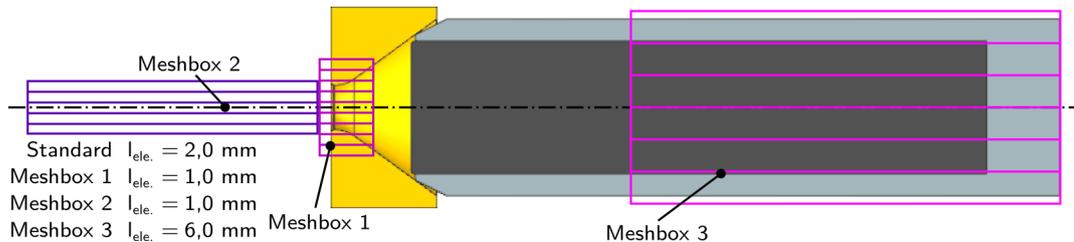


Abb. 5.6: Darstellung der Meshboxen (Vernetzungsboxen) zur lokalen Netzverfeinerung beim hydrostatischen Strangpressen

Die gewählte Elementkantenlänge $l_{ele.}$ von 1 mm für den Strangbereich ist ein Kompromiss zur Berechnungszeit. Diese Elementkantenlänge ist für die Querschnittsdiskretisierung gerade noch ausreichend. Eine kleinere Elementkantenlänge führte zu Instabilitäten während des Berechnungsvorgangs und es kam zu Simulationsabbrüchen.

5.5.2 Prozessparameter

Das Werkstoffmodell sowie die Werkstoffdaten wurden wie im Abschnitt 5.3.3 beschrieben direkt übernommen. Die Prozessparameter Reibmodell, Reibkoeffizient, Wärmeübergang, Temperaturen (Matrize, Pressbolzen, Container) sowie die Kinematik entsprechen den Vorarbeiten des Sonderforschungsbereichs 692, weshalb die Datenkonsistenz gewährleistet wird und die erzielten Erkenntnisse mit der Arbeit von Kittner [57] qualitativ verglichen werden können. Die Abbildung 5.7 umfasst die wichtigsten Randbedingungen zusammen mit den dazugehörigen Parametern.

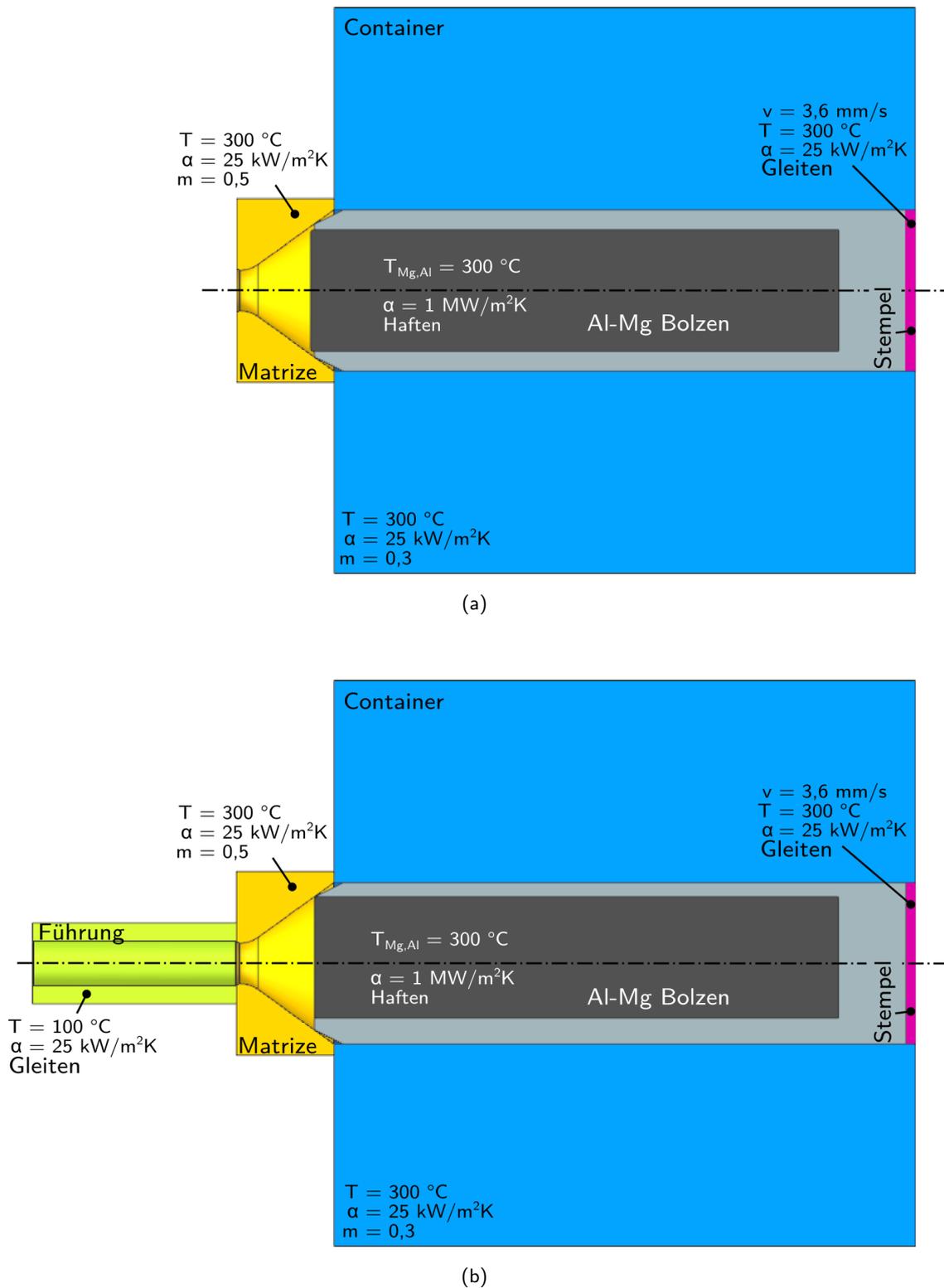


Abb. 5.7: Simulationsmodell mit relevanten Prozessparametern, (a) hydrostatisches Strangpressen, (b) exzentrisches hydrostatisches Strangpressen

Die Kalibrierung des hydrostatischen Strangpressens findet sich im Abschnitt 5.7 und die Konzeptentwicklung sowie die Auswertung des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens wird im Kapitel 7.3 erläutert.

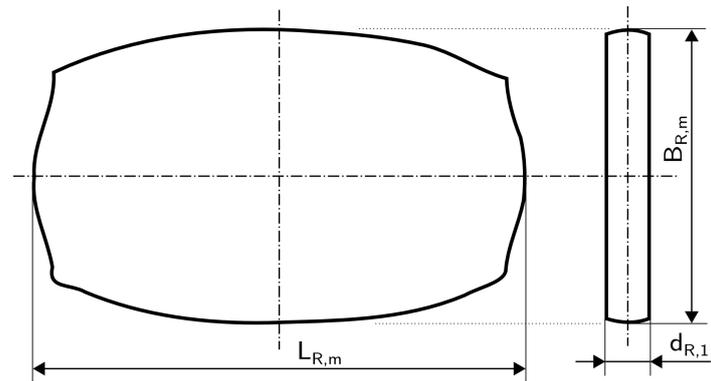
5.6 Kalibrierung der Schmiedeprozesse

5.6.1 Kalibriermerkmale

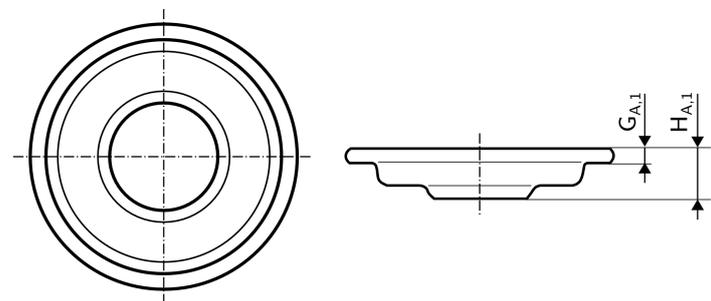
Jedes numerische Simulationsmodell wurde mithilfe verschiedener Kalibriermerkmale, spezifisch für den jeweiligen Schmiedeprozess, abgeglichen. Als Kalibriermerkmale dienten dabei die Kraft-Weg-Verläufe der mechanischen Presse sowie die geometrischen Abmessungen der umgeformten Halbzeuge. Die erlaubte Abweichung zwischen Experiment und Simulation wurde mit maximal ± 10 Prozent festgelegt. Die Abbildung 5.8 zeigt die Endgeometrie mit den jeweils dazugehörigen geometrischen Abmaßen. Des Weiteren veranschaulicht Tabelle 5.6 alle Kalibriermerkmale für die Schmiedeprozesse.

Tab. 5.6: Übersicht aller Kalibriermerkmale für die spezifischen Schmiedeprozesse

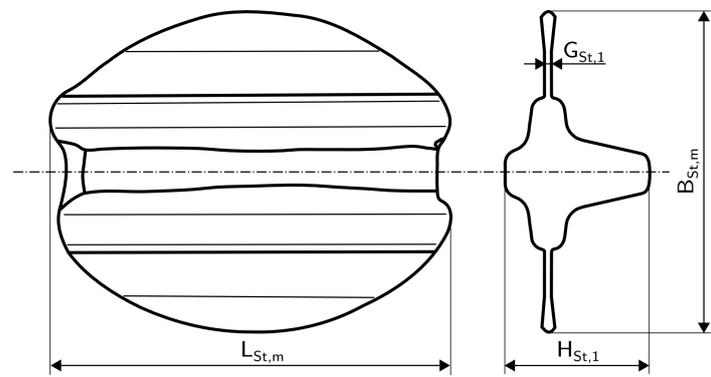
Schmiedeprozess	Kalibriermerkmal	Kennung
<i>Breiten</i>	Probenbreite mittig	$B_{R,m}$
	Probenlänge mittig	$L_{R,m}$
	Probendicke mittig	$d_{R,1}$
<i>Stauchen</i>	Grathöhe	$G_{A,1}$
	Probenhöhe	$H_{A,1}$
<i>Steigen</i>	Gesamtbreite inkl. Grat	$B_{St,m}$
	Probenlänge	$L_{St,m}$
	Probenhöhe	$H_{St,1}$
	Gratstärke	$G_{St,1}$
<i>SMART-Body</i>	Gesamtbreite inkl. Grat	$B_{S,G}$
	Gesamtlänge inkl. Grat	$L_{S,G}$
	Gratstärke	$G_{S,1}$
<i>alle</i>	max. Presskraft	F_P
	Temperatur	T



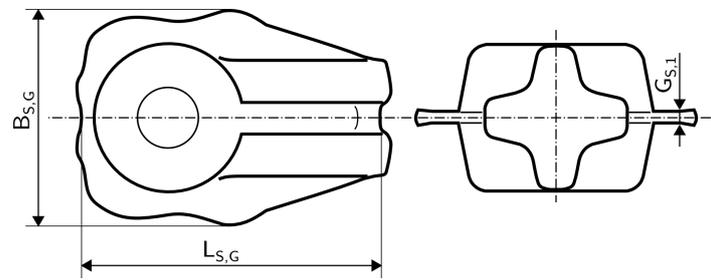
(a)



(b)



(c)



(d)

Abb. 5.8: Darstellung der Kalibriermerkmale für die Schmiedeprozesse, (a) Breiten, (b) Staus, (c) Steigen, (d) SMART-Body

5.6.2 Kalibrierung der Schmiedeprozesse

Mit einem Reibfaktor (Reibmodell von Tresca) von $m = 0,8$ und einem Wärmeübergangskoeffizienten von $\alpha = 30 \text{ kW/m}^2\text{K}$ konnte die bestmögliche Übereinstimmung mit den experimentellen Versuchen für die Objektpaarung Werkzeug/hybrider Verbund erzielt werden.

Der Reibkoeffizient wurde bei unterschiedlichen Reibmodellen zwischen 0,2 und 0,8 variiert, wobei das Reibfaktormodell nach Tresca mit $m = 0,8$ die besten Ergebnisse bezüglich qualitativem Kraftkurvenverlauf und umgeformter Halbzeuggeometrie lieferte. Der Reibfaktor mit $m = 0,8$ ist relativ hoch, spiegelt aber die Adhäsionsneigung des Aluminiums wider. Die Variation des Wärmeübergangskoeffizienten α erfolgte von $5 \text{ kW/m}^2\text{K}$ bis $30 \text{ kW/m}^2\text{K}$ und wurde mit Daten der Thermografiemessungen abgeglichen. Dabei konnte mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von $30 \text{ kW/m}^2\text{K}$ die bestmögliche Übereinstimmung erzielt werden. Im Folgenden werden je Schmiedeprozess exemplarisch die Kraftverläufe sowie geometrischen Abmaße für die Kombination $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ dargestellt. Die Variantensimulation hinsichtlich der Analysen zum Einfluss der Gesenk- und Umformtemperatur finden sich im Anhang C.

Die Abweichungen der Presskraftverläufe lassen sich durch das Setzverhalten der mechanischen Presse sowie der Elastizitäten des Versuchsaufbaus (Gesenkeinsätze, Gesenkaufnahme, etc.) erklären. Im FE-System erfolgt eine ideal starre Modellierung der Umformmaschine, weshalb die Differenzen beim Kraftverlauf sowie der geometrischen Aspekte auftreten.

Brecher u. a. [22] verdeutlichen, dass durch Anwendung von nicht-linear-elastischen Ansätzen und einer Kopplung von Mehrkörpersimulationen die Umformmaschine realitätsnaher abgebildet werden kann. Die Arbeiten von Großmann u. a. [47], [48] zeigten ebenfalls, dass durch die Berücksichtigung der Elastizitäten der Umformmaschine die Genauigkeit der FE-Simulationen gesteigert wird. Eine genaue Modellierung der Umformmaschine im FE-System, d.h., die Integration der realen Elastizitäten sowie maschinenspezifischen Abweichungen (bspw. Verkipfung des Pressenstößels, Pylontoleranzen) ermöglicht eine bessere Bewertung der kritischen Ausdünnung (Abweichung zwischen Modellansätzen ca. 10 %) von Tiefziehbauteilen.

Die Anwendung derartiger Methoden wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht verfolgt, da der Schwerpunkt der Untersuchungen auf dem Formänderungsvermögen der hybriden Al-Mg-Verbunde, insbesondere der Grenzschicht, liegt und die definierte mechanische Presse den Umformprozess hinreichend genau widerspiegelt.

Stauchen

Die Abbildung 5.9 veranschaulicht die sehr gute Korrelation zwischen Experiment und Simulation. Der Vergleich der geometrischen Abmessungen verdeutlicht die Qualität der Simulation, siehe Tabelle 5.7.

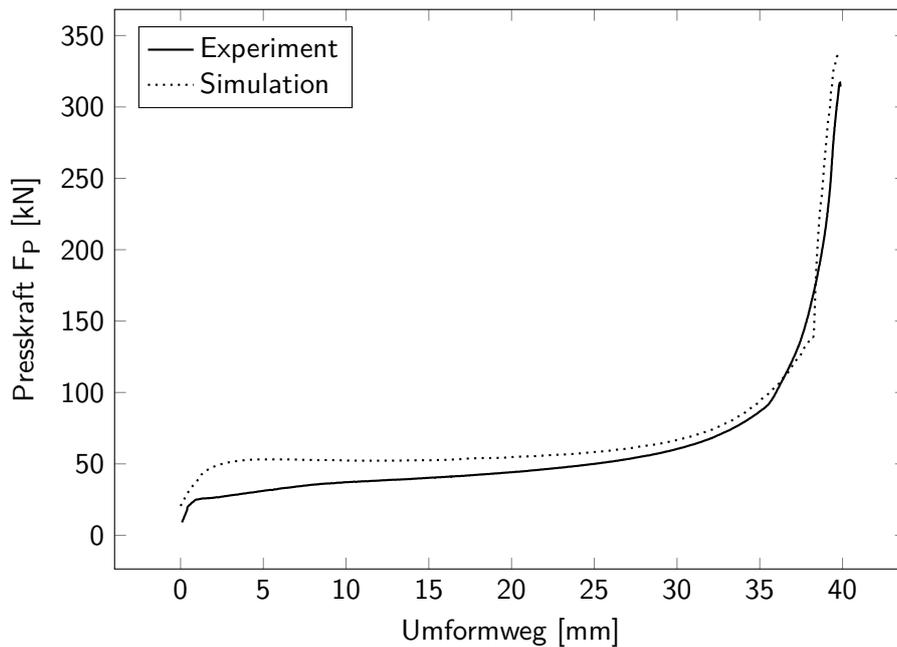


Abb. 5.9: Presskraftkurve beim Stauchen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

Tab. 5.7: Vergleich Experiment und Simulation beim Stauchen $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Grathöhe [mm]	$G_{A,1}$	$4,02 \pm 0,02$	4,00	-0,5
Probenhöhe [mm]	$H_{A,1}$	$11,79 \pm 0,01$	11,76	-0,25
max. Presskraft [kN]	F_P	310 ± 1	335	8,1
Temperatur [°C]	T	301	300	-0,3

Breiten

Beim Breiten ist die erzielte Übereinstimmung der erreichten maximalen Presskraft zwischen Experiment und Simulation sehr gut. Der qualitative Kurvenverlauf in Abbildung 5.10 verdeutlicht nochmals den starken Einfluss der Elastizitäten der realen Umformmaschine. Aufgrund der stetigen Zunahme der Kontaktfläche zwischen Werkstück und Werkzeug steigt im Simulationsmodell die Presskraft deutlich steiler an, verläuft dann parallel zur realen Presskraftkurve und letztendlich wird die gleiche maximale Presskraft erzielt. Beim realen Prozess werden anfangs die Elastizitäten (Gesenske, Maschine) überwunden, was sich im linear ansteigenden Kurvenverlauf widerspiegelt. Wenn sich alle Komponenten vollständig gesetzt haben, dann steigt die Presskraftkurve im letzten Drittel des Umformprozesses deutlich steiler an und erreicht dasselbe Presskraftniveau wie in der numerischen Simulation.

Dieser Effekt der Pressenelastizität ist bei allen Schmiedeprozessen festzustellen, jedoch ist dieser beim Breiten aufgrund der Prozesscharakteristik und der damit verbundenen stetigen Zunahme der Kontaktfläche besonders stark ausgeprägt.

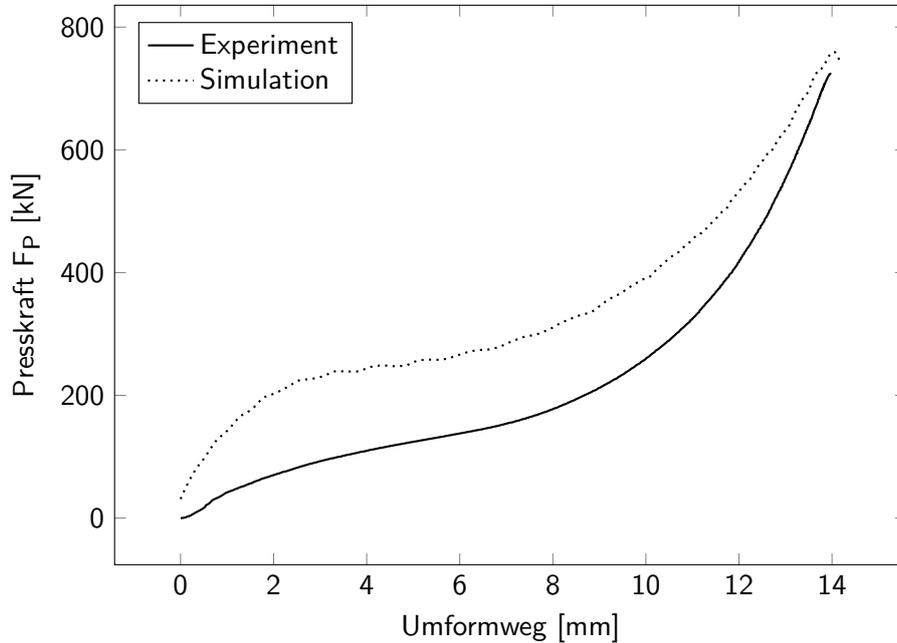


Abb. 5.10: Presskraftkurve beim Breiten, Umformweg der experimentellen Presskraftkurve linear korrigiert, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $s_u = 14 \text{ mm}$

Des Weiteren sind in Tabelle 5.8 die Kennwerte der Kalibriermerkmale aufgelistet. Die Abweichung liegen alle im Bereich der erlaubten Toleranz. Es ist erkennbar, dass eine axiale Vorzugsrichtung des Materialflusses in der Simulation vorliegt, siehe Probenlänge $L_{R,m}$.

Tab. 5.8: Vergleich Experiment und Simulation beim Breiten, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $s_u = 14 \text{ mm}$

Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Probenbreite [mm]	$B_{R,m}$	$51,67 \pm 0,24$	47,87	-7,9
Probenlänge [mm]	$L_{R,m}$	$84,34 \pm 0,08$	89,18	+5,7
Probendicke [mm]	$d_{R,1}$	$5,98 \pm 0,02$	6,00	+0,3
max. Presskraft [kN]	F_P	729 ± 7	759	+4,1
Temperatur [$^\circ\text{C}$]	T	321	330	+2,8

Steigen

Wie bereits bei den zuvor vorgestellten Grundbeanspruchungsarten stimmen auch beim Schmiedeprozess des Steigens die experimentellen und simulativen Presskraftkurven sehr gut überein,

vgl. Abb. 5.11. Die axiale Vorzugsrichtung des Materialflusses in der Simulation, analog dem Breiten, konnte beim Steigen ebenfalls festgestellt werden, siehe Tabelle 5.9.

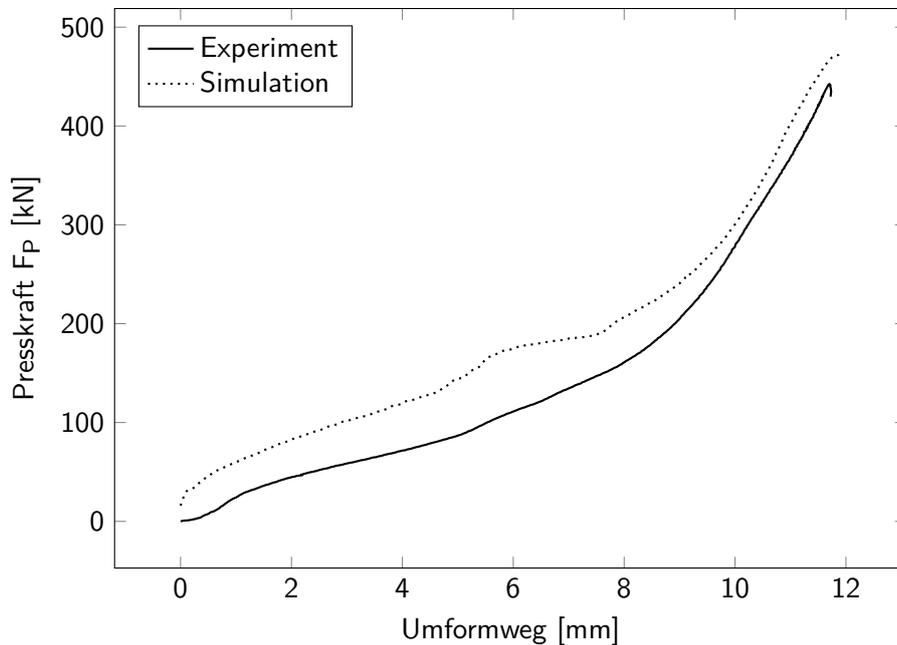


Abb. 5.11: Presskraftkurve beim Steigen, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0\text{ mm}$

Tab. 5.9: Vergleich Experiment und Simulation beim Steigen $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0\text{ mm}$

Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Gesamtbreite inkl. Grat [mm]	$B_{\text{St},m}$	$45,21 \pm 0,15$	42,70	-5,8
Probenlänge [mm]	$L_{\text{St},m}$	$54,59 \pm 0,06$	55,46	+1,5
Probenhöhe [mm]	$H_{\text{St},1}$	$22,33 \pm 0,05$	21,09	-5,8
Gratstärke [mm]	$G_{\text{St},1}$	$1,00 \pm 0,01$	1,00	0,0
max. Presskraft [kN]	F_P	445 ± 3	471	+5,8
Temperatur [°C]	T	305	293	-4,1

SMART-Body

Der Unterschied des Presskraftverlaufs bis zum Umformweg s_u von 4 mm beruht auf der Positionierung des angestauchten Werkstücks im Simulationssystem. Eine automatische Schwerkraftausrichtung ist bei zwei deformierbaren Körpern nicht möglich gewesen, weshalb dies manuell erfolgte. Diese manuelle Ausrichtung ergab dabei Abweichungen in der Presskraftkurve,

5.7 Kalibrierung des hydrostatischen Strangpressens

wobei der Effekt als nicht signifikant einzustufen ist. Der qualitative Verlauf sowie die maximal erreichte Presskraft stimmen sehr gut überein.

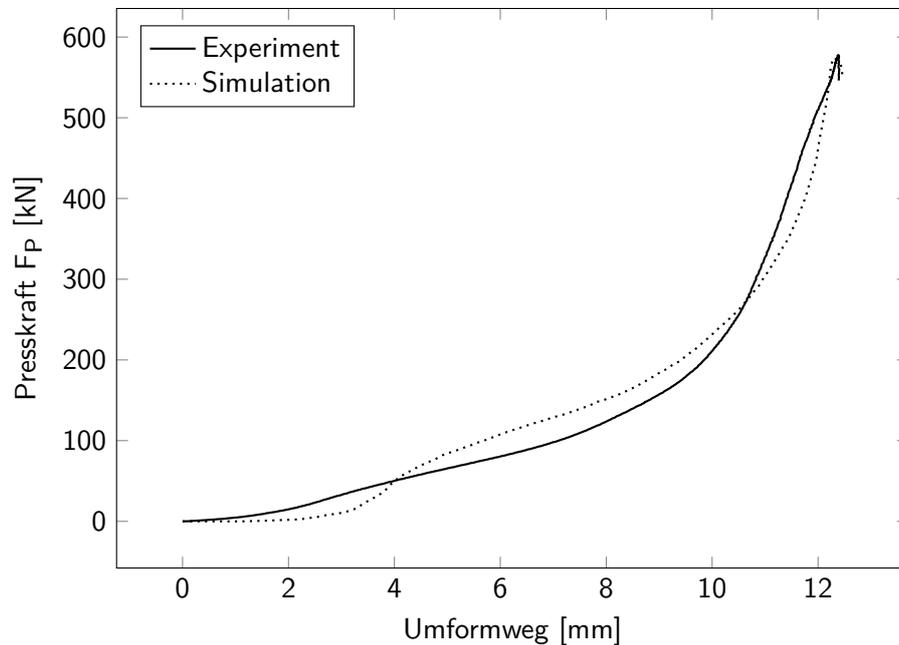


Abb. 5.12: Presskraftkurve SMART-Body, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$

Tab. 5.10: Vergleich Experiment mit korrespondierender Simulation beim SMART-Body, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$

Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Gesamtbreite inkl. Grat [mm]	$B_{S,G}$	$40,16 \pm 0,2$	38,41	-4,5
Gesamtlänge inkl. Grat [mm]	$L_{S,G}$	$56,69 \pm 0,2$	54,71	-3,6
Gratstärke [mm]	$G_{S,1}$	$1,5 \pm 0,01$	1,5	0,0
Presskraft [kN]	F_P	579 ± 1	571	-1,4
Temperatur [°C]	T	295	293	-0,7

Zusammenfassend ist die Ergebnisgenauigkeit der Simulation sehr hoch, da die Abweichungen gegenüber den experimentellen Kenngrößen sehr gering sind. Daher gelten die numerischen Modelle als hinreichend validiert und somit sind umfassende numerische Untersuchungen möglich.

5.7 Kalibrierung des hydrostatischen Strangpressens

Zur Kalibrierung des hydrostatischen Strangpressens erfolgt der Abgleich der Presskraftkurve. In Abbildung 5.13 wird die Presskraftkurve für das Experiment sowie der Simulation dargestellt.

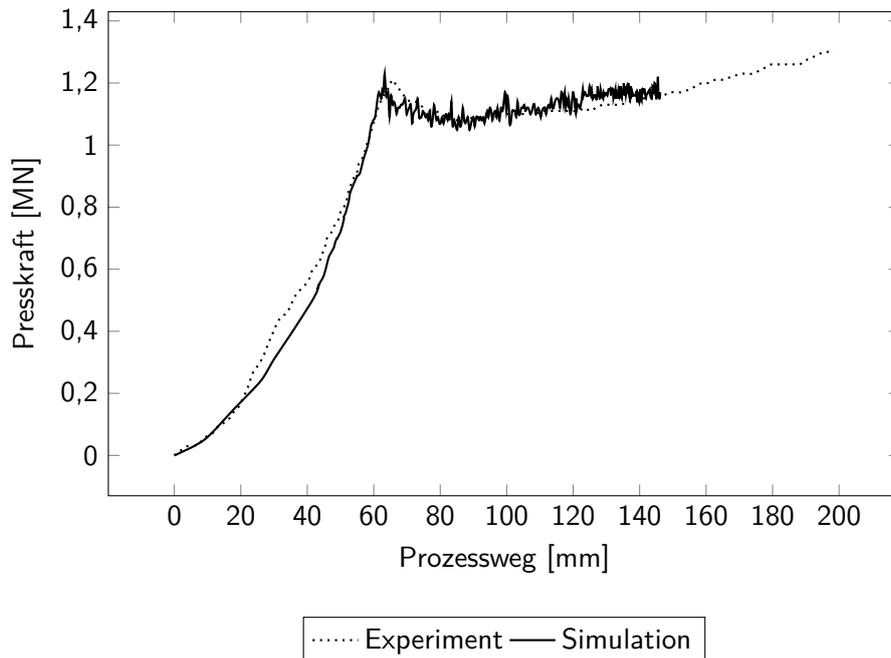


Abb. 5.13: Presskraftkurve beim hydrostatischen Strangpressen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Matrize} = 300\text{ °C}$, $v_{Press} = 3,6\text{ mm/s}$

Bis auf die geringfügigen Abweichungen in der Einlaufphase (Prozessweg bis ca. 80 mm) stimmt der qualitative Presskraftkurvenlauf von Experiment und Simulation sehr gut überein. Diese Abweichungen werden hervorgerufen durch die ideal starre Modellierung der Umformmaschine im FE-System, da die realen Elastizitäten der Strangpressanlage nicht berücksichtigt werden.

Neben der Presskraftkurve wurden zusätzlich die geometrischen Abmaße zwischen Experiment und Simulation verglichen. Tabelle 5.11 zeigt die gute Übereinstimmung der einzelnen Geometriemerkmale, was die Güte der Kalibrierung unterstreicht.

Tab. 5.11: Geometrievergleich zwischen Experiment und Simulation beim hydrostatischen Strangpressen (HSP)

Geometriemerkmal	Experiment [mm]	Simulation [mm]	Abweichung [%]
ØStrang	20,0	20,00 ± 0,05	–
ØMg	15,0	14,95 ± 0,10	–0,4
sAl	2,5	2,55 ± 0,05	+2,0

Durch die gute Übereinstimmung der Presskraftkurve und den geometrischen Abmaßen gilt das Simulationsmodell als hinreichend genau kalibriert. Dadurch ist die direkte Übertragung der definierten Prozessparameter (Reibkoeffizient, Temperaturen, u.a.) auf das exzentrische hydrostatische Strangpressen möglich.

5.8 Simulationsergebnisse

Der Fokus der numerischen Analysen lag auf der Abbildbarkeit der Schmiedeprozesse mit dem FE-System FORGE2011, insbesondere auf dem Werkstofffluss sowie der Ermittlung geeigneter skalarer Kenngrößen (Vergleichsumformgrad, Schubspannung, hydrostatischer Druck). Dadurch lassen sich Zusammenhänge zwischen experimentell gewonnenen Erkenntnissen und der Simulation ermitteln. Die Beschreibung wird bei denselben Prozessparametern, analog wie im Kapitel 4.2, vorgenommen.

5.8.1 Werkstofffluss- und Geometrieausbildung

Die Analyse des Werkstoffflusses und der dazugehörigen Geometrieausbildung ist ein wesentlicher Bestandteil zur Beurteilung der Umformbarkeit der hybriden Al-Mg-Verbunde. Bei der Kalibrierung der Schmiedeprozesse konnte bereits festgestellt werden, dass sich die Adhäsionsneigung des Aluminiums im Reibfaktor widerspiegelt. Im folgenden Abschnitt wird prozessspezifisch das Formänderungsvermögen des hybriden Verbundes erörtert.

Stauchen

Aufgrund der vollständigen Formgebung der Gesenkgravur sind die äußeren geometrischen Abweichungen verschwindend gering, vgl. 5.14. Der größte Unterschied ist im Gratbereich ersichtlich, wo der Werkstoff frei austritt. Der Halbzeugquerschnitt zeigt geringfügige Abweichungen des Werkstoffflusses, siehe Abb. 5.15.

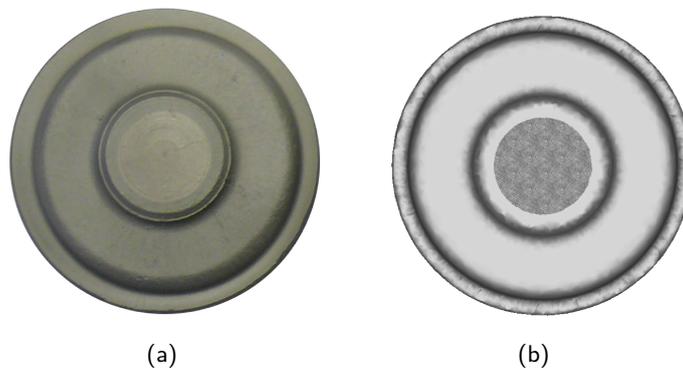


Abb. 5.14: Vergleich Experiment mit Simulation, Draufsicht, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,55$, (a) Experiment, (b) Simulation

Die Unterschiede im Gratbereich sowie in den planparallelen Bereichen sind vernachlässigbar und somit als nicht relevant einzustufen. Die axiale Vorzugsrichtung ist aufgrund der axialen Umformrichtung nicht nachweisbar. Jedoch ist auch bei diesem Schmiedeprozess der abweichende Werkstofffluss in Breitenrichtung festzustellen und bestätigt somit die Erkenntnisse vom Breiten.



Abb. 5.15: Vergleich Experiment mit Simulation, Querschnitt, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,55$, (a) Experiment, (b) Simulation

Breiten

Beim Breiten konnte eine prinzipielle Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation erzielt werden. Die grundlegende Form, insbesondere die Details an den Stirnseiten, passen sehr gut von ihrer geometrischen Gestalt, vgl. Abb. 5.16. Auffällig ist die axiale Vorzugsrichtung des Werkstoffflusses im numerischen Modell. Dies bedeutet im Einzelnen, dass im Simulationsmodell der Werkstofffluss primär in die Längsachse und sekundär in die Breite erfolgt. Aufgrund der Volumenkonstanz ergeben sich daraus zwangsläufig die Abweichungen zu den experimentellen Ergebnissen. Insgesamt sind die geometrischen Abweichungen ($< 7\%$) deutlich unterhalb der festgelegten Toleranz von 10% .

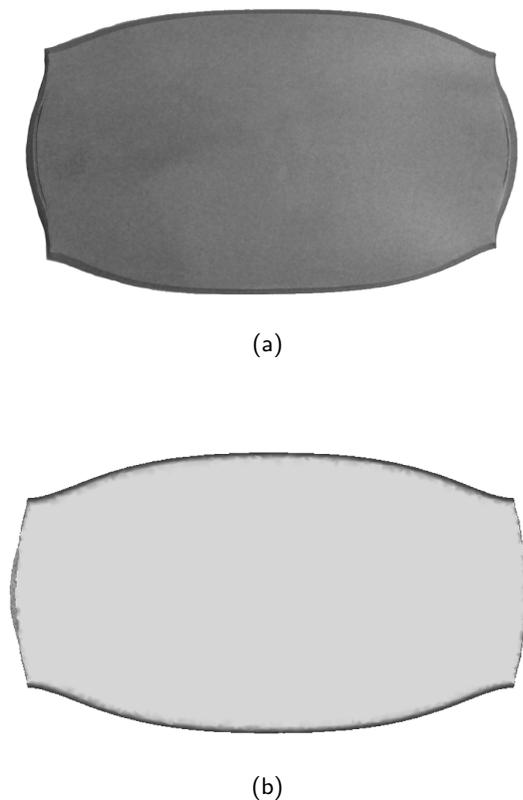


Abb. 5.16: Vergleich Experiment mit Simulation, Draufsicht, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$, (a) Experiment, (b) Simulation

Dies wird besonders deutlich im Querschnitt der umgeformten hybriden Verbunde. In Abbildung 5.17 sind die Querschnitte der experimentellen Versuchsprobe und der Simulation gegenübergestellt. Die Querschnittsdarstellung an sich, d.h., die Ausbildung der lang gestreckten Erdnuss-Form ist deutlich zu erkennen und das Erscheinungsbild korreliert gut.

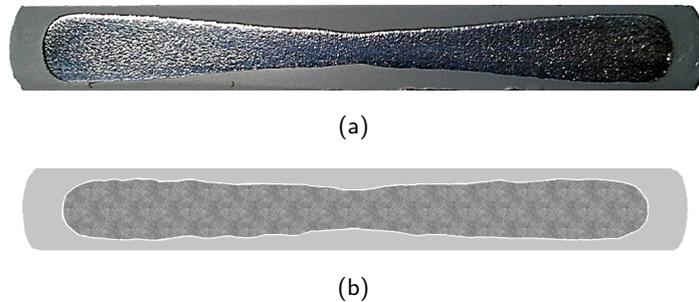


Abb. 5.17: Vergleich Experiment mit Simulation, Querschnitt, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$, (a) Experiment, (b) Simulation

Die Erdnuss-Form ist bei der realen Probe deutlicher ausgeprägt, was auf den leicht unterschiedlichen Werkstofffluss zurückzuführen ist. Daher erscheint die Erdnuss-Form vom Experiment, gerade in der Probenmitte, sichtlich dünner in der Form, als der Simulationsquerschnitt.

Der abweichende Werkstofffluss, d.h. die axiale Vorzugsrichtung, liefert einen Hinweis darauf, dass sich die getroffene Vereinfachung des Haftens zwischen den Werkstoffpartnern als nicht optimal erweist. Die unterschiedlichen Dehnungen der Werkstoffpartner, den dazugehörigen Knotenverschiebungen und den erlaubten Objektdurchdringungen (Penalty-Methode) scheinen sich derart gegenseitig zu beeinflussen, dass daraus die axiale Vorzugsrichtung resultiert.

Eine mögliche Lösung könnte darin bestehen, einen einheitlichen Volumenkörper mit elementbezogener Werkstoffdefinition zu verwenden. Dadurch entfielen die Definition einer Kontaktbedingung und deren Einfluss wäre eliminiert. Dieser Modellierungsansatz ist in der aktuellen Version von FORGE2011 nicht implementiert, soll aber in der folgenden Version integriert werden, was dann die Verifizierung der Hypothese ermöglicht.

Des Weiteren ist festzustellen, dass die Vernachlässigung der werkstoffspezifischen Eigenschaften der intermetallischen Phasen im numerischen Modell ebenfalls einen Einfluss auf die axiale Vorzugsrichtung ausüben kann. Jedoch ist diese Überlegung dahin gehend zu vernachlässigen, da bei der Modellierung eines weiteren deformierbaren Objekts insgesamt zwei Kontaktbedingungen (Mg/Phase, Phase/Al) festzulegen sind. Diese können wiederum nur mit Haften definiert werden, was eine Trennung der Effekte (Eigenschaften der intermetallischen Phasen, Kontaktbedingung) unmöglich macht und somit keine zufriedenstellende Erklärung liefert.

Eine Beeinflussung durch äußere Faktoren (Reibung, Reibmodell, Wärmeübergang, Kinematik), d.h. eine Wechselwirkung zwischen Werkzeug und Werkstück wird ausgeschlossen, da während des Kalibrierprozesses die verschiedenen Parameter systematisch miteinander kombiniert wurden, ohne dass dabei eine signifikante Veränderung der axialen Vorzugsrichtung zu erken-

nen war. Daher lässt sich die Ursache für das Phänomen der axialen Vorzugsrichtung nur auf numerisch bedingte innere Faktoren zurückführen.

Steigen

Die Grundbeanspruchungsart Steigen verfügt über einen sehr differenzierten Werkstofffluss, der sich auch in der numerischen Simulation widerspiegelt. Der Vergleich zwischen Experiment und Simulation zeigt, dass im numerischen Modell ebenfalls die axiale Vorzugsrichtung vorhanden war. Die Gratausbildung sowie die Rippenkopfhöhe ist im numerischen Modell nicht so ausgeprägt, wie beim Experiment, siehe Abb. 5.18.

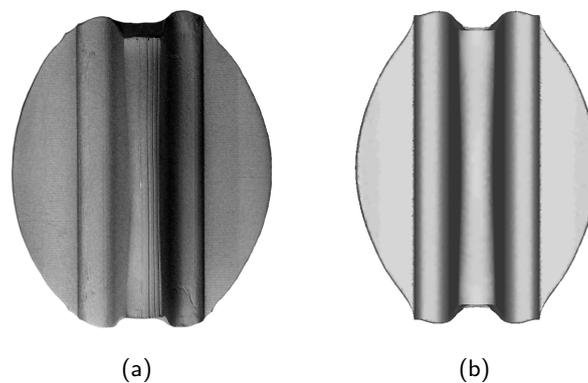


Abb. 5.18: Vergleich Experiment mit Simulation, Draufsicht, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,68$, (a) Experiment, (b) Simulation

Die Darstellung des Querschnitts in Abbildung 5.19 zeigt, dass der prinzipielle Werkstofffluss im Simulationsmodell ähnlich ist. In beiden Darstellungen ist ein *glockenförmiger* Querschnitt zu erkennen. Allerdings ist der Werkstofffluss des Magnesiums in Rippen- sowie in Gratrichtung deutlich geringer.

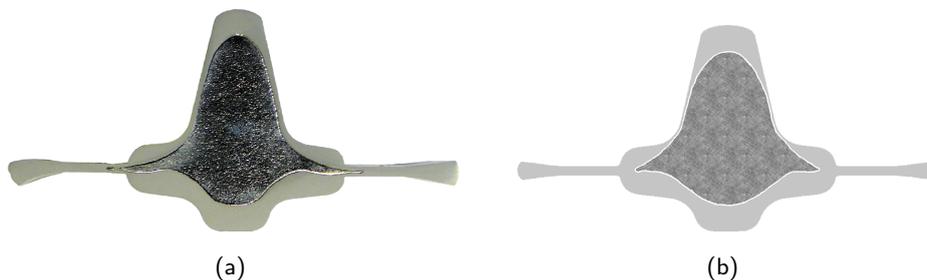


Abb. 5.19: Vergleich Experiment mit Simulation, Querschnitt, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,68$, (a) Experiment, (b) Simulation

Aufgrund der Abweichungen in der Querschnittsdarstellung erfolgt eine Variation der Fließkurvendaten im Kapitel 6.5. Zusammenfassend ist festzustellen, dass trotz des leicht abweichenden

Werkstoffflusses insgesamt die geometrischen Abweichungen ($< 6\%$) deutlich unterhalb der festgelegten Toleranz von 10% liegen, siehe auch Abschnitt 5.6.2.

SMART-Body

Bei der Analyse des Werkstoffflusses des SMART-Bodys sind zwei grundlegende Merkmale zu erkennen. Erstens, trotz der identischen Masseverteilung beim virtuellen und realen Schmiedeteil, kommt es zur Unterfüllung des Kopfbereichs im Experiment. Zweitens, durch diese Unterfüllung ergibt sich zwangsweise eine Verschiebung des Werkstoffflusses in axiale Richtung, wobei der Werkstoff beim Experiment innerhalb der Formschräge im Rippen- sowie Breitenbereich gleichmäßig fließt, vgl. Abb. 5.20; Detail A. Im Gegensatz dazu beim numerischen Modell, dort wird der Bereich der Formschräge sowie der Rippenbereich nicht vollständig ausgefüllt, vgl. Abb. 5.20; Detail B.

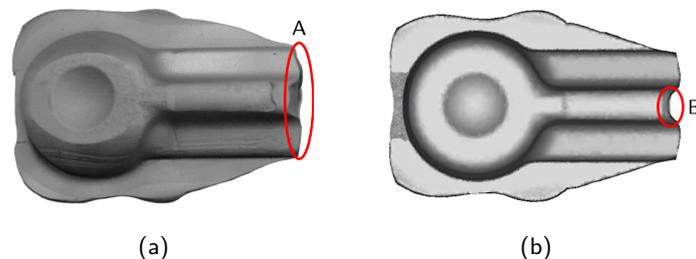


Abb. 5.20: Vergleich Experiment mit Simulation, Draufsicht, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,60$, (a) Experiment, (b) Simulation

Des Weiteren ist zu erkennen, dass trotz der Unterfüllung des Kopfbereichs und des gleichmäßigen axialen Werkstoffflusses, der hybride Verbund beim Experiment bevorzugt in den Grat fließt. Im Gegensatz zum numerischen Modell, dort fällt der Gratbereich deutlich kleiner aus und der Kopfbereich ist vollständig ausgefüllt. Dies zeigt wiederum, dass der hybride Al-Mg-Verbund im Simulationsmodell über eine axiale Vorzugsrichtung verfügt, was die bisherigen Erkenntnisse der numerischen Simulationen bestätigt.

Die exemplarische Darstellung des Querschnittes im Kreuzbereich zeigt, dass der Werkstofffluss im numerischen Modell im Wesentlichen dem Experiment entspricht, siehe Abb. 5.21.

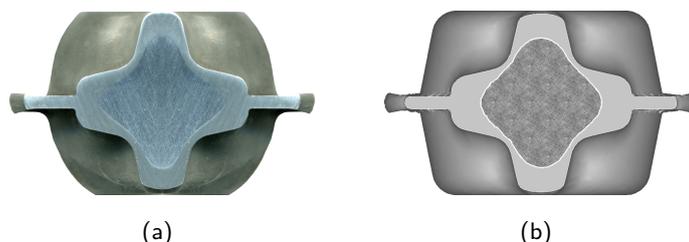


Abb. 5.21: Vergleich Experiment mit Simulation, Querschnitte, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,60$, (a) Experiment (Querschnittsaufnahme an E_1 gespiegelt), (b) Simulation

Im numerischen Modell fließt das Magnesium weniger in Steig- sowie in Breitenrichtung und besitzt nicht das ausgeprägte Erscheinungsbild wie beim Experiment. Analog zum Steigen fließt der hybride Verbund (Experiment) weniger in die Gravur (Kopf/Rippe), sondern vielmehr in den Grat, was zur Unterfüllung des Kopf- sowie Kreuzbereichs führt. Die Querschnittsdarstellung zeigt ebenfalls die axiale Vorzugsrichtung innerhalb des numerischen Modells und konnte somit für alle Simulationsmodelle ermittelt werden. Trotz der axialen Vorzugsrichtung im Simulationsmodell ist die Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation sehr gut und die Abweichung mit maximal 5 % sehr gering, vgl. Kalibrierung 5.6.2.

Die axiale Vorzugsrichtung des Werkstoffflusses konnte letztendlich bei allen Schmiedeprozessen ermittelt werden. Die endgültige Klärung dieses Phänomens ist ein Ansatz für weiterführende Arbeiten. Die Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation ist nichts desto trotz zufriedenstellend und ermöglicht detaillierte Analysen hinsichtlich der Bewertung des Formänderungsvermögens hybrider Al-Mg-Verbunde.

5.8.2 Analyse numerischer Kenngrößen

Der Fokus der Untersuchungen liegt im Wesentlichen auf dem Vergleichsumformgrad sowie den maximalen Schubspannungen bzw. der Schubspannungsdifferenz zwischen den Verbundpartnern, da die metallografischen Analysen eine Streckung/Stauchung der Grenzschicht sowie die Verdrehung der Fragmente zeigten. Der Vergleichsumformgrad φ_v von Mises berechnet sich nach der Gleichung 5.17, ist eine elementbezogene Ergebnisgröße und kann direkt im Postprozessor des FE-Systems als skalare Größe dargestellt werden.

$$\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3} (\varphi_B^2 + \varphi_H^2 + \varphi_L^2)} \quad (5.17)$$

$$\varphi_v = \int_{t_0}^{t_1} \dot{\varphi}_v dt \quad (5.18)$$

Der Vergleichsumformgrad beinhaltet die Umformgrade (kartesische Koordinaten) in Breitenrichtung φ_B , in Stauchrichtung φ_H sowie in Längsrichtung φ_L . Dadurch ist diese Kenngröße richtungsunabhängig, wodurch Analysen in verschiedenen Schnittebenen deutlich vereinfacht werden. Des Weiteren steht so für alle Umformprozesse eine einheitliche Auswertegröße zur Verfügung. Im FE-System erfolgt die Berechnung des Vergleichsumformgrads φ_v über die Vergleichsumformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_v$ und dem Zeitschritt dt , vgl. Gleichung 5.18.

Für die Umsetzung der Vergleichsumformgradanalyse erfolgt die Definition von Sensoren S_i bzw. S_{ij} , welche entlang der Grenzschicht positioniert werden. Dadurch lässt sich die Grenzschicht effektiv in die Quer- sowie Längsrichtung analysieren. Die Sensorpositionierung erfolgte aluminium- und magnesiumseitig mit $\Delta 0,2$ mm Abstand versetzt zur Grenzschicht, um numerische Einflüsse wie Vernetzungsfehler bzw. Netzverzerrungen zu minimieren.

Des Weiteren werden die Sensoren verwendet, um die relative Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ auszuwerten. Diese Kenngröße repräsentiert die Stauchung bzw. Streckung der Grenzschicht. Dabei wird die Differenz aus dem Sensorabstand nach erfolgter Umformung zum Ausgangsabstand der Sensoren S_{i-j} gebildet, was dann auf die Streckung/Stauchung der Grenzschicht schließen lässt, vgl. 5.19.

$$l_{G,rel.} = \text{Endabstand } S_{i-j} - \text{Ausgangsabstand } S_{i-j} \quad (5.19)$$

Eine positive Differenz entspricht einer Streckung der Grenzschicht und eine negative Differenz dementsprechend einer Stauchung der Grenzschicht. Dadurch können experimentell ermittelte Erscheinungen (Fragmentierung, Verdrehung) lokalisiert und mit numerischen Kenngrößen abgeglichen werden.

Die metallografischen Analysen zeigen sehr deutlich die Verdrehung der Fragmente, was auf das Einwirken von Schubspannungen schließen lässt. Für die Auswertung der numerischen Modelle wird die maximale Schubspannung τ_{max} herangezogen, vgl. Gleichung 5.20.

$$\tau_{max} = \frac{(\sigma_1 - \sigma_3)}{2} \quad (5.20)$$

Diese skalare Größe wird als zusätzliche anwenderdefinierte Variable festgelegt und kann im Postprozessor (skalare Größe, Falschfarbendarstellung) sowie in den VTF-Dateien ausgewertet werden.

Neben der Auswertung des Vergleichsumformgrads und der Schubspannungen erfolgt ebenfalls die Auswertung des hydrostatischen Drucks, insbesondere beim Stauchen und Steigen. Bei diesen Schmiedeprozessen wurde die plastische Formänderung der intermetallischen Phase festgestellt, was ein Indiz ist für den zusätzlich wirkenden hydrostatischen Druck. Der hydrostatische Druck ist eine Standardauswertegröße im Postprozessor und ermöglicht mittels eines Falschfarbenschemas die Darstellung als skalare Kenngröße beim deformierbaren Objekt.

Die Analysen des Vergleichsumformgrads, der Schubspannungen und des hydrostatischen Drucks erfolgen bei den Grundbeanspruchungsarten Stauchen, Breiten und Steigen. Die dort dargelegten Erkenntnisse lassen sich direkt auf den SMART-Body übertragen, weshalb auf die Darstellung beim SMART-Body an dieser Stelle verzichtet wird.

Stauchen

In Abbildung 5.22 sind die einzelnen Sensoren S_1 bis S_{14} dargestellt, wobei der Sensor S_{14} nahezu stationär im Untergesenk verbleibt. Die Sensoren sind als sogenannte Lagrangesensoren definiert, d.h., die Sensoren bewegen sich entlang der Umformrichtung und visualisieren somit den Werkstofffluss. Der Abstand zwischen den Sensoren beträgt $\Delta 4$ mm, um möglichst detailliert die relative Grenzschichtlänge zwischen den Sensoren auswerten zu können. Eine Differenzierung in Längs- und Querrichtung ist beim Stauchen aufgrund der Prozessführung nicht erforderlich.

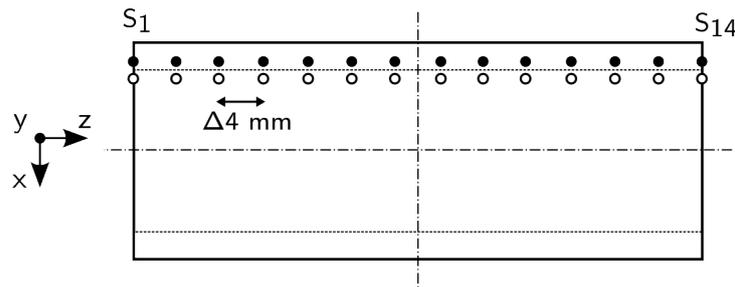


Abb. 5.22: Aluminium- und magnesiumseitige Sensorpositionierung beim Stauchen, Darstellung überhöht

Die Abbildung 5.23 veranschaulicht die Verschiebung der einzelnen Sensorpartikel im Zusammenhang mit dem Vergleichsumformgrad φ_v .

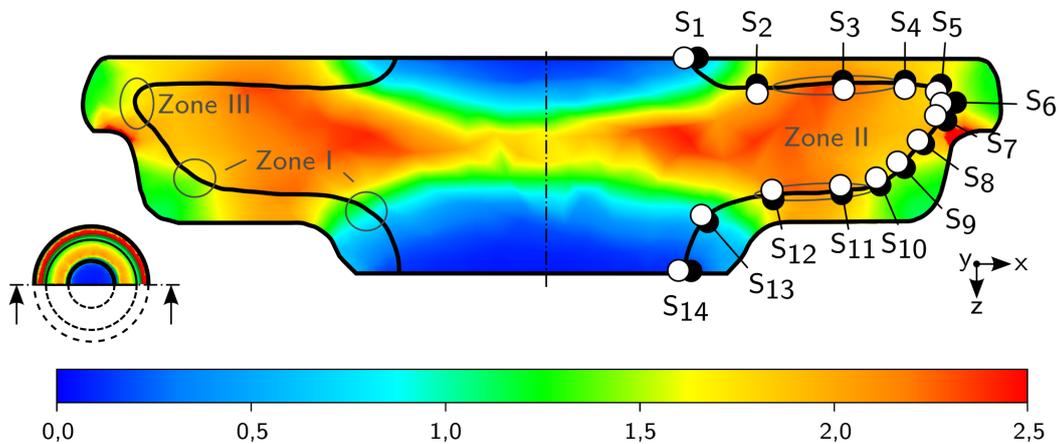


Abb. 5.23: Querschnittsdarstellung des Vergleichsumformgrades φ_v beim Stauchen mit überlagerter Sensorposition, $T_{U\text{mform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

Der geringste Vergleichsumformgrad (Zahlenwerte beziehen sich auf Al) befindet sich prozessbedingt bei S_1 (0,31) und S_{14} (0,05), wobei der Maximalwert bei S_4 (1,97) und S_{11} (1,99) auftritt. Die Sensoren S_1 bis S_{12} umfassen einen Bereich mit einem konstanten hohen Vergleichsumformgrad ($> 1,5$).

Die Ausgangslänge der Grenzschicht beträgt 52 mm, die sich aufgrund der Umformung auf 34,4 mm verringert hat, was einer Reduktion von ca. 34 % entspricht. Die Auswertung der relativen Grenzschichtlänge zeigt, dass die Grenzschicht während des kompletten Umformvorgangs, bis auf die Sensoren S_1 und S_{14} , eine Stauchung erfährt, vgl. Abb. 5.24.

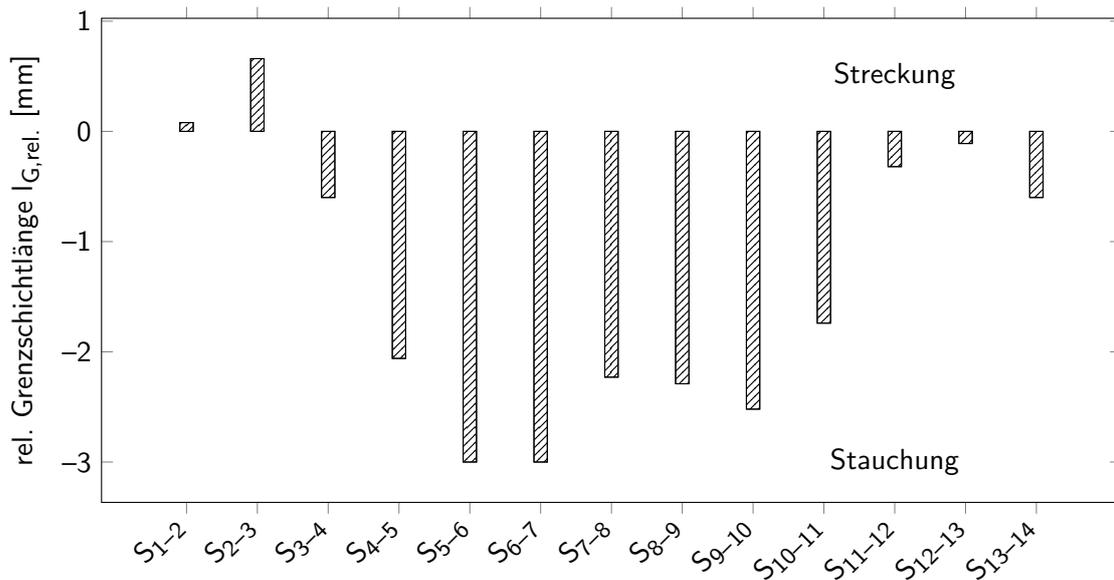


Abb. 5.24: Darstellung der relativen Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ bei den Sensoren S₁₋₂, bis S₁₃₋₁₄, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

Der Bereich mit den höchsten Vergleichsumformgraden (S₄-S₁₁) ist somit deckungsgleich mit dem Bereich der höchsten Stauchungen der Grenzschicht (maximal -3,0 mm bei S₅₋₇). Die Streckung der Grenzschicht bei den Sensoren S₁₋₂ und S₂₋₃ ist gering und beträgt maximal 0,66 mm bei S₂₋₃. Der Vergleich des Vergleichsumformgrads sowie der hauptsächlichlichen Stauchungen mit den experimentellen Erkenntnissen zeigt, dass eine Stauchung der Grenzschicht unkritisch ist.

Die Auswertung der Schubspannung verdeutlicht, dass hohe Schubspannungsdifferenzen zwischen den Verbundpartnern vorliegen. Der Bereich (Zone II) der höchsten Vergleichsumformgrade korreliert mit dem Bereich der höchsten Schubspannungsdifferenz, vgl. Abb. 5.25. Da im Realprozess keine Fragmentierung auftritt und somit keine Fragmente vorhanden sind, erfolgt auch keine Verdrehung der Grenzschicht.

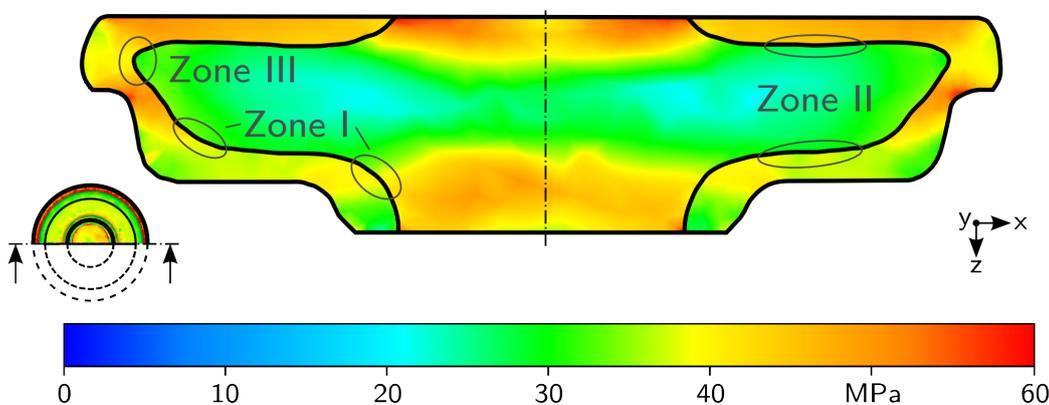


Abb. 5.25: Maximale Schubspannung τ_{max} , $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

5.8.2 Analyse numerischer Kenngrößen

Beim Vergleich der betrachteten Zonen I-III und den vorhandenen Schubspannungen bzw. Schubspannungsdifferenzen entlang der Grenzschicht wird deutlich, dass die Schubspannung allein betrachtet keine sicheren Aussagen bezüglich der phänomenologischen Erscheinung in Zone II oder der generell schädigungsfreien Grenzschichtumformung beim Stauchen ermöglicht.

Die beim Stauchen umgeformten Halbzeuge zeigten in der Zone II (vgl. Abb. 4.5(c)) das Phänomen der Grenzschichtreduktion (auf ca. 1/3 der ursprünglichen Grenzschichtdicke), was auf den hybriden Verbundaufbau sowie die Überlagerung des hydrostatischen Drucks, aufgrund der Gesenkgestaltung und Prozessführung, zurückzuführen ist. Die Abbildung 5.26 zeigt das Stauchen sowie das Breiten, um den Effekt des hydrostatischen Drucks zu verdeutlichen.

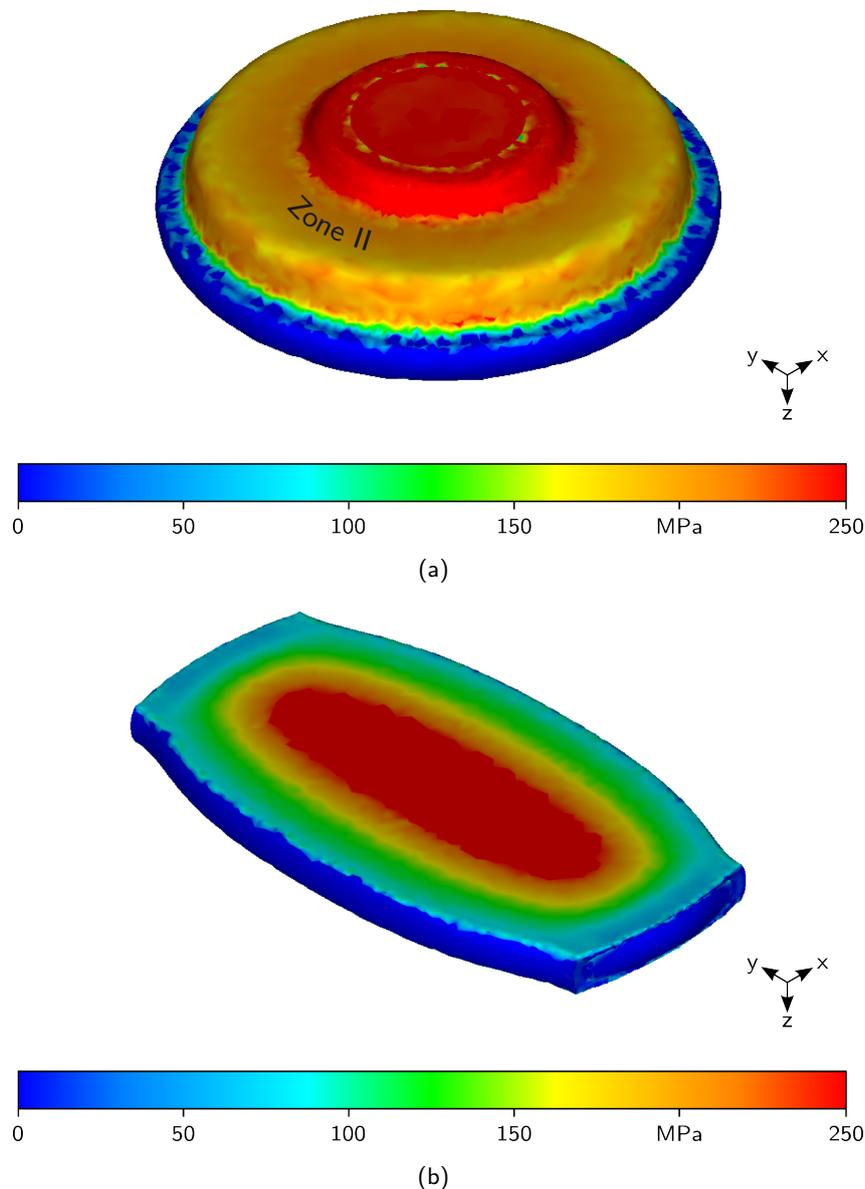


Abb. 5.26: Vergleich des hydrostatischen Drucks beim Stauchen und Breiten, (a) Stauchen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$, (b) Breiten, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14,0\text{ mm}$

Es ist zu erkennen, dass beim Stauchen im Bereich des kompletten Untergesenks, das Halbzeug durchgängig eine hydrostatische Drucküberlagerung (250 MPa Kernbereich, Zone II ca. 200 MPa) besitzt, siehe Abb. 5.26(a). Im Gegensatz zum Breiten, da zeigt sich, dass ohne eine formgebende Gravur der Effekt der hydrostatischen Drucküberlagerung sich auf die Mitte des Halbzeugs beschränkt, da im Wesentlichen ein Freiformen stattfindet, vgl. Abb. 5.26(b). Die Kombination aus hybriden Verbundaufbau (Aluminiummantel = Armierung), axialer Belastungsrichtung, hydrostatischem Druck und formgebender Gesenkgravur ermöglicht somit eine definierte Formänderung der ansonsten spröden intermetallischen Phasen.

Breiten

Beim Breiten werden die Sensoren in Längs- sowie Querschnittsrichtung platziert. In Längsrichtung sind es acht Sensoren im Abstand von $\Delta 5$ mm und in Querrichtung neun Sensoren, vgl. Abb. 5.27.

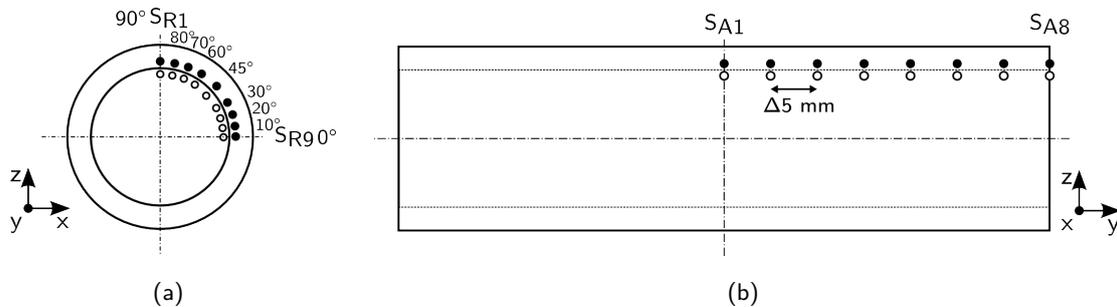


Abb. 5.27: Sensorpositionierung beim Breiten, (a) Querschnitt, (b) Längsschnitt

Die Berechnung der Sensoren erfolgt wiederum als Lagrangesensoren. Die Auswertung des Vergleichsumformgrades in Querrichtung ist in Abbildung 5.28 grafisch dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Sensoren eine unterschiedliche Umformhistorie aufweisen.

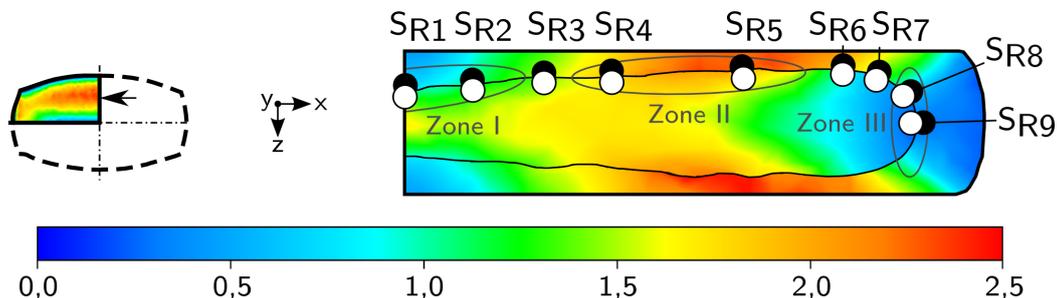


Abb. 5.28: Querschnittsdarstellung des Vergleichsumformgrades φ_v beim Breiten mit überlagerten Sensoren, $T_{Umform} = 300$ °C, $T_{Gesenk} = 200$ °C, $s_u = 14,0$ mm

Der geringste Vergleichsumformgrad (Zahlenwerte beziehen sich auf Al) ist bei SR_9 (0,2) und der höchste Vergleichsumformgrad bei SR_5 (2,5) vorzufinden. Die Absolutwerte der Vergleich-

sumformgrade nehmen von S_{R1} (0,5) bis S_{R5} (2,5) sukzessive zu und danach bis S_{R9} (0,2) wieder ab.

Die Grenzschichtlänge im Querschnitt beträgt im unverformten Zustand 47,12 mm und vergrößert sich während des Umformprozesses auf 89,72 mm, was nahezu einer Verdopplung der Grenzschichtlänge entspricht. Die Ermittlung der relativen Grenzschichtlänge zwischen den jeweiligen Sensoren hat ergeben, dass bei S_{R1-R6} eine Streckung und bei S_{R7-R9} eine Stauchung bezüglich der Grenzschicht vorliegt. Beim Vergleich dieser Kennwerte mit den experimentellen Beobachtungen ergeben sich folgende Ergebnisse:

- Der Bereich um S_{R1} besitzt einen relativ geringen Vergleichsumformgrad von ca. 0,5 und die Fragmentabstände in diesem Bereich sind ebenfalls sehr gering ($< 10 \mu\text{m}$), was somit einer kleinen Relativbewegung der Fragmente entspricht. Dieses Erscheinungsbild stimmt mit einer geringen Streckung bei $S_{R1-R2} = 1,23 \text{ mm}$ sowie bei $S_{R2-R3} = 1,38 \text{ mm}$ gut überein, vgl. Abb. 4.14(a), Zone I. Aufgrund der geringen Streckung der Grenzschicht und der fortschreitenden Formänderung (Stauchung) des Halbzeuges zerbrechen die größeren Fragmente in immer kleinere Teilfragmente, welche dann kurze Abstände zueinander besitzen. Die metallografischen Aufnahmen bestätigen diese starke Fragmentierung (sehr kleine Fragmente, $l_F < 20 \mu\text{m}$) in diesem Bereich.
- Das Gebiet zwischen S_{R4} und S_{R6} besitzt einen deutlich höheren Vergleichsumformgrad (2,5) sowie eine deutliche Streckung ($S_{R4-R5} = 3,36 \text{ mm}$) der Grenzschicht zwischen den Sensoren, was mit längeren Abständen zwischen den Fragmenten aus den metallografischen Analysen gut zusammenpasst, vgl. Abb. 4.14(b), Zone II.
- Im Bereich von S_{R7} bis S_{R9} ist bei den experimentellen Beobachtungen keine Schädigung der Grenzschicht festgestellt worden, vgl. Abb. 4.14(b), Zone III. Dies lässt sich auf die geringfügige Stauchung bei S_{R7-R8} (-0,19 mm) sowie S_{R8-R9} (-0,28 mm) zurückführen. In der Falschfarbdarstellung kann aufgrund der mathematischen Formulierung des Vergleichsumformgrads nicht zwischen Stauchung und Streckung unterschieden werden, weshalb sich die Bereiche S_{R1-R3} und S_{R7-R9} farblich identisch darstellen.

Die Abbildung 5.29 zeigt nochmals die relative Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$, um die Streckung/-Stauchung entlang der kompletten Grenzschicht qualitativ darzustellen.

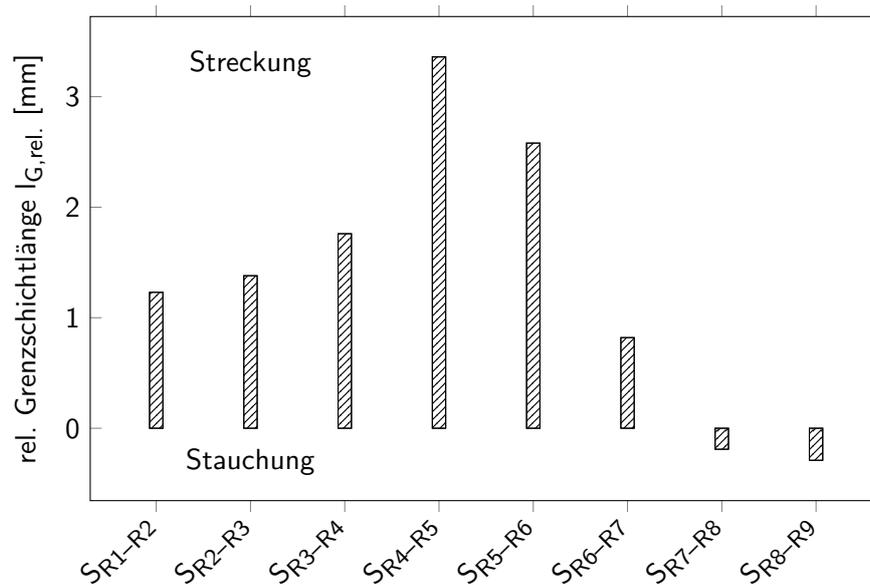


Abb. 5.29: Darstellung der relativen Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ bei den Sensoren SR_{1-R2} bis $R8-R9$, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14,0\text{ mm}$

Neben der Auswertung des Querschnittes erfolgt zusätzlich die Analyse des Längsschnitts. In der Abbildung 5.30 ist der Längsschnitt mit den Sensoren SA_1 bis SA_8 dargestellt.

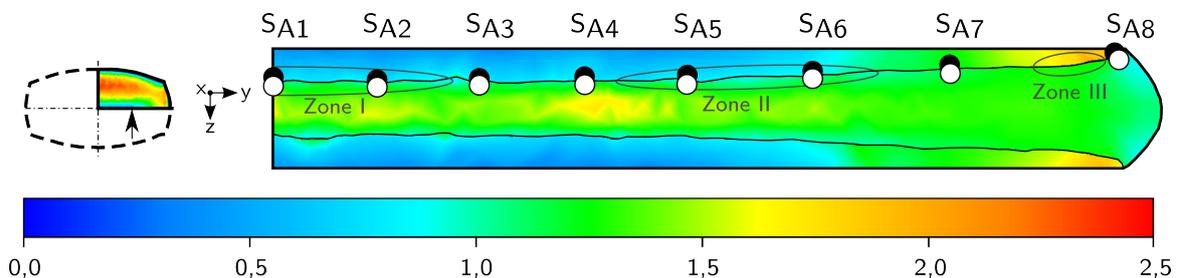


Abb. 5.30: Längsschnittdarstellung des Vergleichsumformgrades φ_v beim Breiten mit überlagerter Sensorposition, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14,0\text{ mm}$

Der geringste Vergleichsumformgrad (wiederum bezogen auf Al) mit 0,5 findet sich bei SA_1 und entspricht dem Sensor SR_1 . Der höchste Vergleichsumformgrad mit 1,8 lässt sich dem Sensor SA_8 zuordnen, d.h., die Absolutwerte nehmen von SA_1 bis SA_8 kontinuierlich zu, was sich durch die axiale Streckung des Halbzeugs so ergibt. Beim Vergleich mit den experimentellen Erkenntnissen ergeben sich folgende Zusammenhänge.

- Die relative Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ bei SA_{1-A2} (0,05 mm) sowie SA_{3-A4} (0,16 mm) ist minimal, d.h., die Streckung der Grenzschicht ist sehr gering und somit der Abstand zwischen vorhandenen Fragmenten. Dies wird durch die sehr langen Fragmente mit den sehr kurzen Fragmentabständen durch die metallografischen Aufnahmen bestätigt, vgl. 4.12(a).

- Im Bereich von S_{A5-A6} (0,94 mm) bis S_{A6-A7} (2,26 mm) nimmt die Streckung der Grenzschicht kontinuierlich zu, was so auch bei den experimentellen Analysen festgestellt wurde. Die Anzahl der Fragmente wird insgesamt häufiger und die Abstände zwischen den Fragmenten zunehmend größer.
- Der Bereich um S_{A7-A8} besitzt die größte Streckung der Grenzschicht (3,88 mm) sowie den höchsten Wert des Vergleichsumformgrads (1,7). Die Umformung in diesem Bereich, d.h. die primäre axiale Streckung des Halbzeugs, initiiert die Grenzschichtfragmentierung und durch die hohe Formänderung werden die Fragmente nach außen hin kontinuierlich kleiner, was letztendlich in einer hohen Fragmentanzahl mit kurzen Abständen zueinander resultiert. Die Falschfarbendarstellung sowie der Absolutwert des Vergleichsumformgrads entlang der Halbzeuglängsachse korreliert sehr gut mit den metallografischen Erkenntnissen (Fragmentierungsgrad), vgl. Abb. 4.12(d).

Die Abbildung 5.31 veranschaulicht abschließend nochmals die Entwicklung der relativen Grenzschichtlänge in Längsrichtung der Halbzeuge.

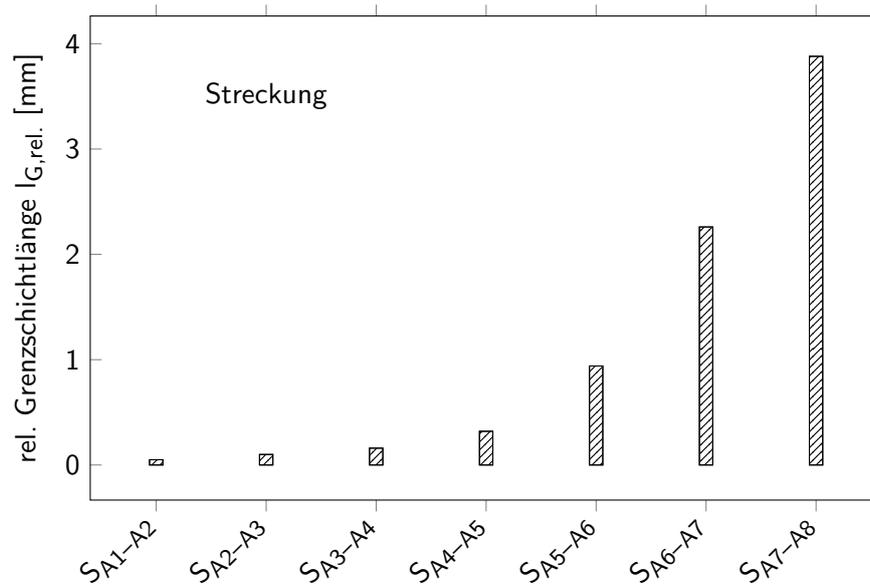


Abb. 5.31: Darstellung der relativen Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ bei den Sensoren S_{A1-A2} bis S_{A7-A8} , $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $s_u = 14,0\text{ mm}$

Des Weiteren verdeutlicht der Vergleich mit dem Schmiedeprozess Stauchen, dass die Werkstoffeigenschaften (Festigkeiten, Gitterstruktur, Gefüge, u.a.) der intermetallischen Phasen einen direkten Bezug zur Belastungsrichtung aufweisen. In diesem Sinne ist beim Stauchen eine lokale partielle Streckung der Grenzschicht unkritisch und beim Breiten führt eine Streckung der Grenzschicht stets zu deren Fragmentierung. Dieses Phänomen kann nur auf den Einfluss der intermetallischen Phasen (deren Mikrostruktur) und deren belastungsabhängigen Formänderungsvermögen zurückgeführt werden.

Zusammenfassend lässt sich ableiten, dass die beschriebenen Analysen die experimentellen Ergebnisse erklären. Die belastungsabhängige Fragmentierung der Grenzschicht, d.h. die Fragmentierung in Längs- und Querschnitt lässt sich durch den Vergleichsumformgrad (Streckung/-Stauchungen) plausibel beschreiben.

Neben der Analyse der Dehnungen erfolgt die Auswertung der maximalen Schubspannung, vgl. Abb. 5.32(a). Aufgrund der Fragmentverdrehung sind die Schubspannungsdifferenzen zwischen Kern- und Mantelwerkstoff von besonderem Interesse. In Längsrichtung sowie in Querrichtung korreliert der Verlauf der Schubspannungen sehr gut mit den Vergleichsumformgraden, vgl. Abb. 5.32.

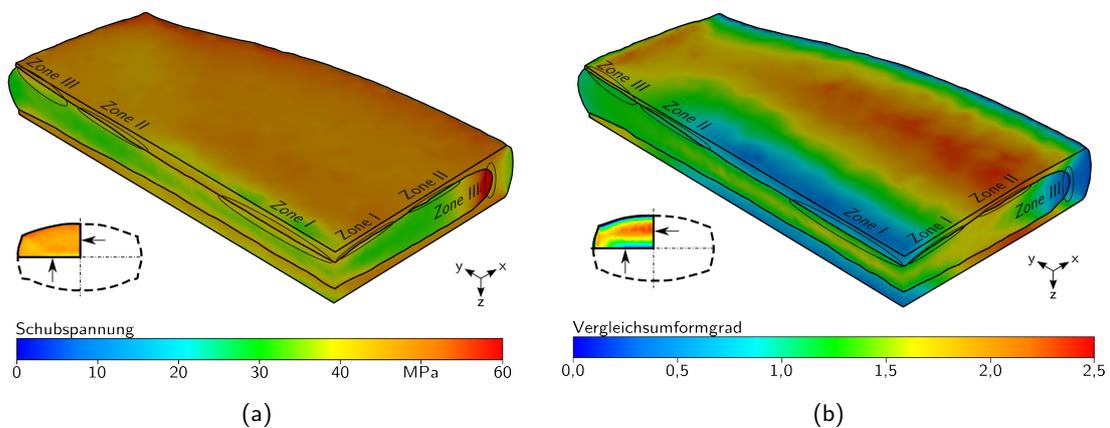


Abb. 5.32: Vergleich der (a) maximalen Schubspannung τ_{\max} mit dem (b) Vergleichsumformgrad bei $s_u = 14 \text{ mm}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$

Dadurch verdeutlicht sich der Zusammenhang zwischen Fragmentierung (Dehnung, hohe Vergleichsumformgrade) und Verdrehung (lokale Schubspannungsdifferenzen), was letztendlich die experimentellen Ergebnisse direkt bestätigen. In den Bereichen, in denen eine hohe Streckung vorliegt, bewirkt die Schubspannung letztendlich die Verdrehung der Fragmente. Der maximale Schubspannungswert von 60 MPa konnte im Querschnitt der Zone III (vgl. Abb. 4.14(c)) zugeordnet werden. Dieser Bereich ist aufgrund der Stauchung der Grenzschicht unkritisch, weshalb die Beurteilung der maximalen Schubspannung ohne Berücksichtigung des lokalen Vergleichsumformgrades nicht zielführend ist.

Steigen

Beim Steigen wird wiederum unterschieden in Quer- und Längsrichtung. In der Längsrichtung kommen fünf Sensoren mit einem Abstand von $\Delta 5 \text{ mm}$ zum Einsatz. In Querrichtung sind insgesamt 18 Sensoren mit $\Delta 1^\circ$ bzw. $\Delta 5^\circ$ Abstand radial angeordnet, siehe Abb. 5.33.

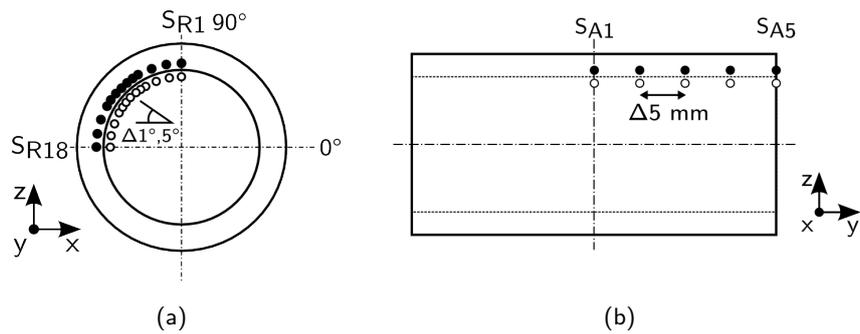


Abb. 5.33: Sensorpositionierung beim Schmiedeprozess des Steigens, (a) Querschnitt, (b) Längsschnitt

Diese hohe lokale Auflösung ist notwendig, da beim Steigen während des Umformungsvorgangs ein unterschiedlicher Werkstofffluss in Breiten- sowie Steigrichtung erfolgt. Die Berechnung der Sensoren erfolgte ebenfalls als Lagrangesensoren. In der Abbildung 5.34 sind die Sensoren S_{R1} bis S_{R18} zusammen mit dem Vergleichsumformgrad φ_v in Querrichtung dargestellt.

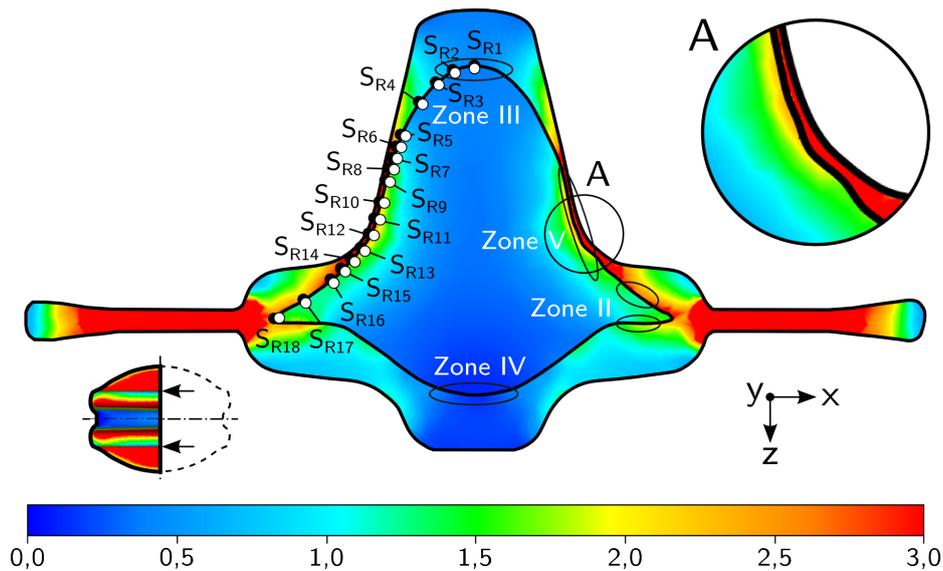


Abb. 5.34: Querschnittsdarstellung des Vergleichsumformgrades φ_v beim Steigen mit überlagerten Sensoren, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$

Die Grenzschichtlänge im Querschnitt beträgt im unverformten Zustand 47,12 mm und vergrößert sich während des Schmiedeprozess Steigens auf 57,96 mm, was einer Grenzschichtlängenänderung von ca. 23 % entspricht. Die Abbildung 5.35 zeigt, dass bis auf die Sensoren S_{R1-R3} und $S_{R17-R18}$ die Grenzschicht eine Streckung erfahren hat.

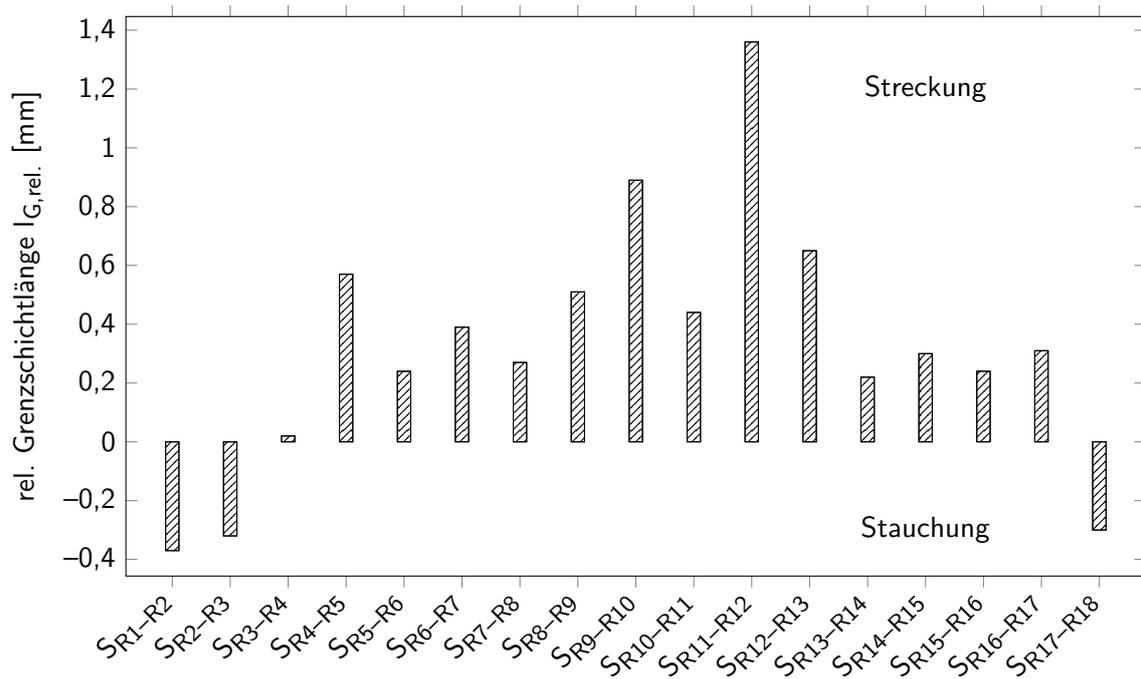


Abb. 5.35: Darstellung der relativen Grenzschichtlänge $l_{G,rel.}$ bei den Sensoren SR_{1-R2} bis SR_{17-R18} , $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$

Wenn die metallografischen Analysen in die Auswertung des numerischen Modells mit einbezogen werden, dann ist festzustellen, dass die Zone III (vgl. Abb. 4.21(c)) dem Bereich der Sensoren SR_{1-R3} entspricht. In diesem Bereich hat die Grenzschicht ausschließlich eine Stauchung erfahren, was für die Grenzschichtstabilität als unkritisch zu bewerten ist. Dieses Ergebnis passt sehr gut zu den getroffenen Aussagen beim Breiten, da dort dasselbe Phänomen in Zone III ermittelt wurde.

Des Weiteren korreliert das Schädigungsbild der Zonen II und V (vgl. Abb. 4.21(b) und Abb. 4.21(e)) sehr gut mit dem Verlauf der Streckungen sowie mit dem Verlauf des Vergleichsumformgrads. Die höchste Streckung der Grenzschicht liegt mit 1,36 mm bei SR_{11-R12} und der höchste Vergleichsumformgrad (reibungsbefahet) mit 5,7 ebenfalls bei SR_{11} . Dieser hohe Vergleichsumformgrad kommt durch die starke Streckung sowohl in Steigrichtung als auch in Breitenrichtung zustande, weshalb die lokalen Tetraederelemente einen derartigen hohen kumulierten Vergleichsumformgrad erreichen. Im Falle der radialen Belastungsrichtung der Grenzschicht führt eine Streckung immer zur Schädigung, was mit den Ergebnissen vom Breiten (Querrichtung) sowie den metallografischen Analysen übereinstimmt.

Die Abbildung 5.36 zeigt den Vergleichsumformgrad im Längsschnitt beim Steigen inklusive der Sensoren SA_1 bis SA_5 . Es ist deutlich zu sehen, dass die Vergleichsumformgrade eher gering sind. Der Maximalwert des Vergleichsumformgrads beträgt aluminiumseitig entlang der Grenzschicht 0,65.

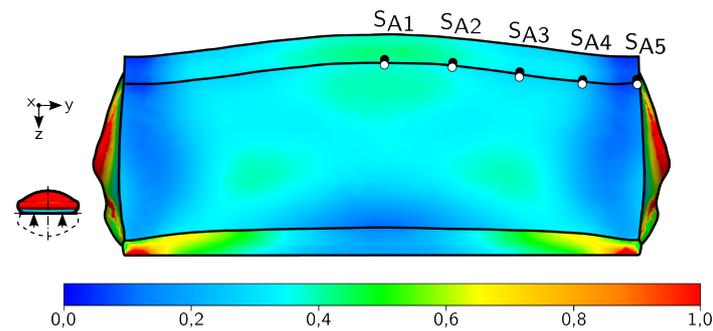


Abb. 5.36: Längsschnittsdiagramm des Vergleichsumformgrades φ_v beim Steigen mit überlagerter Sensorposition, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0\text{ mm}$

Die Auswertung der relativen Grenzschichtlänge $l_{G,\text{rel}}$ zwischen den Sensoren ergibt, dass sämtliche Sensoren S_{A1} bis S_{A5} eine Streckung erfahren haben, vgl. Abb. 5.37. Die höchste Streckung (1,65 mm) erfolgt prozessbedingt bei S_{A1-A2} , weil dort der Werkstoff in die Rippe steigt und gleichzeitig in axiale Richtung gestreckt wird. In axialer Richtung nimmt die Streckung stetig ab und erreicht am Rand ein Minimum von 0,32 mm. Aufgrund der vorhandenen Streckung der Grenzschicht ist eine Fragmentierung zu erwarten, was die experimentellen Ergebnisse bestätigen, vgl. Abb. D.1. Die Halbzeuge erfahren somit in Längsrichtung stets eine Fragmentierung der Grenzschicht.

Dabei konnte derselbe Effekt wie beim Breiten festgestellt werden. In Achsrichtung der Halbzeuge ist stets eine Streckung vorhanden, was zur Fragmentierung der Grenzschicht führt. Der Grad der Fragmentierung ist dabei abhängig von der lokalen Belastung auf die Grenzschicht. In Querrichtung erfahren die Halbzeuge sowohl eine Streckung als auch eine Stauchung. Dabei ist die lokale Stauchung der Grenzschicht stets unkritisch, weil bei den korrespondierenden metallografischen Aufnahmen nie eine Schädigung festgestellt werden konnte. Wogegen eine Streckung der Grenzschicht stets mit einer Fragmentierung verbunden ist.

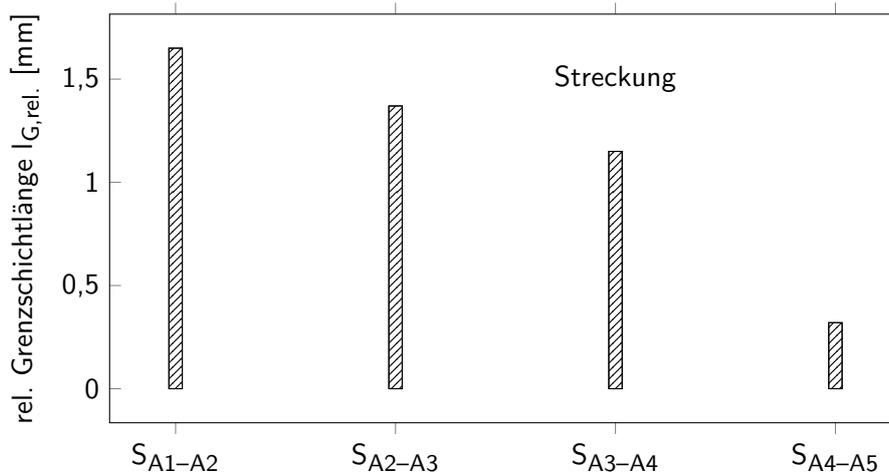


Abb. 5.37: Darstellung der relativen Grenzschichtlänge $l_{G,\text{rel}}$ bei den Sensoren S_{1-2} bis S_{4-5} , $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0\text{ mm}$

Des Weiteren wird die Schubspannung bzw. die Schubspannungsdifferenz der Verbundpartner analysiert, da im Querschnitt beim Steigen ebenfalls die Verdrehung der Fragmente ermittelt wurde. Die Abbildung 5.38 zeigt sowohl den Längsschnitt (Teil) als auch den Querschnitt beim Steigen.

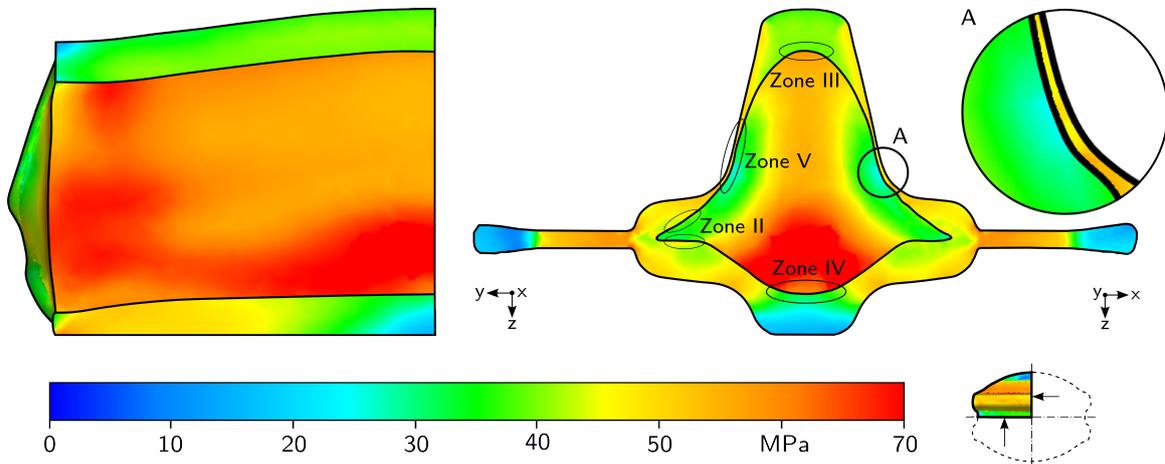


Abb. 5.38: Maximale Schubspannung τ_{\max} beim Steigen, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0 \text{ mm}$

Die Auswertung des Querschnitts bestätigt direkt die Ergebnisse vom Stauchen und Breiten, indem zwischen den Verbundpartnern hohe Schubspannungsdifferenzen auftreten können. Der Flankenbereich (Detail A) besitzt eine Schubspannungsdifferenz von ca. 20 MPa, was die Verdrehungen der lokal vorhandenen Fragmente erklärt, vgl. Abb. 4.21(e).

Wenn der Verlauf der Streckung/Stauchung in die Auswertung der Schubspannung mit einbezogen wird, dann ergibt sich der Zusammenhang, dass die Bereiche mit einer hohen Schubspannung und lokaler Stauchung unkritisch sind hinsichtlich der Grenzschichtstabilität, vgl. Zone III und IV Abb. 4.21(c) und Abb. 4.21(d). Im Falle einer lokalen Streckung und hohen Schubspannungsdifferenzen ergeben sich stets eine Fragmentierung der Grenzschicht und die Verdrehung der Fragmente.

Neben den bereits genannten skalaren Kenngrößen wird zusätzlich der hydrostatische Druck ausgewertet, da in der Zone II (vgl. Abb. 4.21(b)) eine Grenzschichtreduktion (von $11 \text{ } \mu\text{m}$ auf $5 \text{ } \mu\text{m}$) vorliegt. Dies konnte bereits beim Stauchen mithilfe des hydrostatischen Drucks plausibel erklärt werden und erfolgt nun analog beim Steigen. Die Abbildung 5.39 zeigt den hydrostatischen Druck, welcher insbesondere im Bereich der Zone II (Detail A) wirkt.

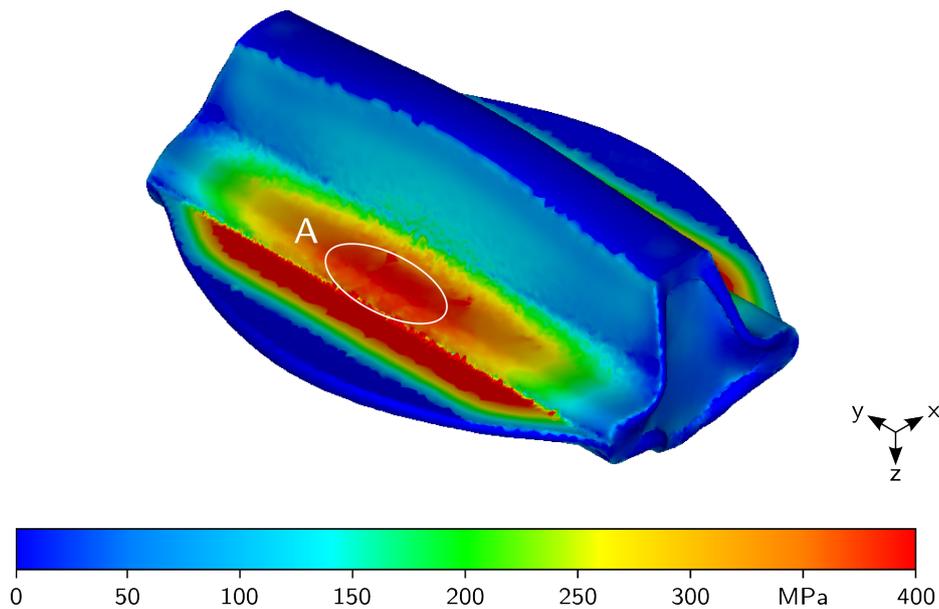


Abb. 5.39: Hydrostatische Druck beim Steigen, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0\text{ mm}$

Die Gesenkgravur und die Überlagerung des wirkenden hydrostatischen Drucks (Detail A) ermöglicht somit die plastische Formänderung der intermetallischen Phasen. Aufgrund der Belastungsrichtung auf die Grenzschicht im Bereich der Sensoren S_{16} bis S_{17} erfolgt lokal die Fragmentierung der Grenzschicht, wobei aufgrund der Streckung der Fragmente diese in den Bereich der Zone II fließen. Durch die Überlagerung des hydrostatischen Drucks erfolgt die Reduktion der Grenzschichtdicke D_F der Fragmente, was somit der Formänderung der intermetallischen Phasen entspricht.

Die Schmiedeprozesse Steigen und Breiten zeigen hinsichtlich der Streckung/Stauchung, des Vergleichsumformgrads sowie der Schubspannung dieselben Merkmale in Längs- sowie in Querrichtung. Beide Grundbeanspruchungsarten verdeutlichen die belastungsabhängige Fragmentierung der Grenzschicht (Quer- und Längsrichtung), was durch die Auswertung der o.g. skalaren Kenngrößen bestätigt wird.

Des Weiteren zeigt sich beim Vergleich der Grundbeanspruchungsarten Stauchen, Breiten und Steigen, dass ein belastungsabhängiges Umformvermögen der hybriden Verbunde vorliegt. Die Ursache ist bei der Grenzschicht selbst zu finden, d.h., bei den intermetallischen Phasen und deren Werkstoffeigenschaften. Das plastische Formänderungsvermögen der intermetallischen Phasen konnte sowohl beim Stauchen als auch beim Steigen durch die Auswertung des hydrostatischen Drucks belegt werden.

5.9 Herleitung des Versagenskriteriums

Die Analysen der Formänderungen des hybriden Al-Mg-Verbunds haben gezeigt, dass die Schubspannungen zusammen mit den Dehnungen und dem Vergleichsumformgrad einen wesentlichen

Einfluss auf die Grenzschichtstabilität und die Grenzschichtfragmentierung besitzen. Aus diesem Grund erfolgt die Modellierung eines Versagenskriteriums auf Basis der maximalen Schubspannung τ_{\max} sowie des Vergleichsumformgrads φ_v , um im FE-System die Fragmentierung der Grenzschicht ohne deren direkte Modellierung darstellen und auswerten zu können. Aufgrund der integralen Betrachtungsweise wird dieser Ansatz zu den makroskopischen und somit wegabhängigen Schädigungsmodellen zugeordnet. Derartige makromechanische Schädigungsmodelle, siehe Kapitel 2.4.3, sind in den etablierten FE-Systemen im Bereich der Massivumformung implementiert und somit Stand der Technik.

Im Folgenden wird die Herleitung der maximalen Schubspannung näher erläutert, um den Modellansatz besser zu veranschaulichen. Ausgehend von der Koeffizientenmatrix des Spannungstensors (5.21) wird das Eigenwertproblem basierend auf der Gleichung (5.22) mithilfe der Polynomdivision gelöst. Die drei Lösungen entsprechen dann den Hauptspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 . Dafür müssen zunächst die Invarianten mit den Gleichungen 5.23 - 5.25 bestimmt werden und daraufhin erfolgt die richtungsunabhängige Berechnung der Hauptspannungen.

$$S_{m,n} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \quad (5.21)$$

$$0 = \sigma^3 - I_1\sigma^2 + I_2\sigma - I_3 \quad (5.22)$$

$$I_1 = \sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz} \quad (5.23)$$

$$I_2 = \sigma_{xx}\sigma_{yy} + \sigma_{xx}\sigma_{zz} + \sigma_{yy}\sigma_{zz} - \sigma_{xy}^2 - \sigma_{xz}^2 - \sigma_{yz}^2 \quad (5.24)$$

$$I_3 = \sigma_{xx}\sigma_{yy}\sigma_{zz} + 2\sigma_{xy}\sigma_{xz}\sigma_{yz} - \sigma_{xx}\sigma_{yz}^2 - \sigma_{yy}\sigma_{xz}^2 - \sigma_{zz}\sigma_{xy}^2 \quad (5.25)$$

Auf Basis der ermittelten Hauptspannungen (σ_1 , σ_3) wird im nächsten Schritt die maximale Schubspannung auf Basis der Gleichung 5.26 abgeleitet. In diesem Fall wird der Ansatz von Tresca verfolgt, der die Differenz von erster zu dritter Hauptspannung ansetzt. Diese maximal wirkende Schubspannung ist richtungsunabhängig und eignet sich somit als skalare Ergebnisgröße für die numerische Analyse.

$$\tau_{\max} = \frac{(\sigma_1 - \sigma_3)}{2} \quad (5.26)$$

Das Versagenskriterium orientiert sich in seiner Formulierung an dem normalisierten integralen Ansatz von Cockcroft und Latham, indem die berechnete maximal Schubspannung τ_{\max} ins

5.9.1 Implementierung im FE-System

Verhältnis zur Vergleichsspannung σ_v gesetzt wird und die Aufsummierung über den Vergleichsumformgrad φ_v erfolgt, vgl. Gleichung 5.27.

$$D_{\text{krit.}} = \int_0^{\varphi_v} \frac{\tau_{\text{max}}}{\sigma_v} d\varphi_v \quad (5.27)$$

Dieses Versagenskriterium wurde im FE-System FORGE2011 als User Solver implementiert und mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen validiert, um dessen Plausibilität für die Schädigungsdarstellung (Fragmentierung der Grenzschicht) zu verifizieren.

Der Vorteil dieses Ansatzes beruht darauf, dass die, für die Grenzschichtschädigung, bedeutsamen numerischen Kenngrößen (Vergleichsumformgrad, Schubspannung) miteinander verknüpft werden, und durch den integralen Ansatz der Schädigungsfortschritt während des Umformvorgangs beurteilt werden kann. Dadurch braucht der Berechnungsingenieur nur eine Kenngröße zu analysieren, was letztendlich die Auswertung der numerischen Simulation beschleunigt.

5.9.1 Implementierung im FE-System

Für die Umsetzung des Versagenskriteriums wird der integrale Ansatz mithilfe eines sogenannten *User Solver* realisiert. Die Berechnung des kritischen Schädigungswerts $D_{\text{krit.}}$ erfolgt auf Basis der maximalen Schubspannung τ_{max} sowie über den Vergleichsumformgrad φ_v .

Im Präprozessor muss für die Werkstücke die Uservariable τ_{max} (maxshear.uvf3) sowie das Versagenskriterium definiert werden. Im Postprozessor erfolgt die Darstellung und Auswertung der skalaren Ergebnisgröße. Die Abbildung 5.40 veranschaulicht exemplarisch die Visualisierung des Schädigungskennwertes für den Schmiedeprozess Breiten. Das Versagenskriterium wird voraussichtlich in der nächsten FORGE-Version implementiert werden.

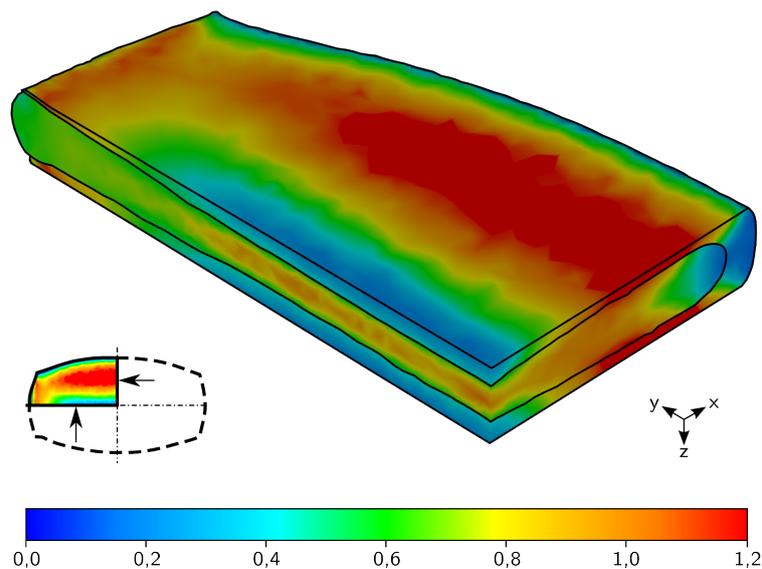


Abb. 5.40: Darstellung des Schädigungskennwertes beim Breiten, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$

5.9.2 Validierung des Versagenskriteriums

Zur Validierung des Versagenskriteriums werden sämtliche Simulationen der Grundbeanspruchungsarten mit dem entwickelten Modellansatz berechnet. Basierend auf der Falschfarbendarstellung erfolgt die Validierung der vorhergesagten kritischen Bereiche mit den experimentell gewonnenen Ergebnissen. Zur besseren Veranschaulichung wird die schematische Darstellung der fragmentierten Grenzschicht genutzt, um die Zusammenhänge zwischen Schädigungskennwert und realer Grenzschichtschädigung zu visualisieren.

Beim Stauchen liegt, aufgrund der axialen Belastungsrichtung der Grenzschicht, ein Sonderfall vor, da keine Schädigung der Grenzschicht ermittelt werden konnte. Dies konnte letztendlich nur auf die Werkstoffeigenschaften (Festigkeiten, Gitterstruktur, Gefüge) der intermetallischen Phasen selbst zurückgeführt werden. Deswegen kann das Versagenskriterium keine Schädigung der Grenzschicht an sich darstellen, jedoch sind qualitative Aussagen hinsichtlich der Grenzschichtstabilität möglich, vgl. Abb. 5.41.

Die maximalen Schädigungskennwerte liegen im Bereich der Zone II, was dem Bereich der Ausdünnung der Grenzschicht entspricht. In diesem Bereich treten die höchsten Stauchungen sowie Schubspannungen auf. Nur durch die Überlagerung des hydrostatischen Drucks zusammen mit dem hybriden Verbundaufbau ist die schädigungsfreie plastische Formänderung der intermetallischen Phasen möglich. Wenn der hydrostatische Druck entfallen würde, durch bspw. freies Stauchen, dann ist zu überprüfen, ob in diesem Bereich (Zone II) eine Fragmentierung der Grenzschicht auftritt.

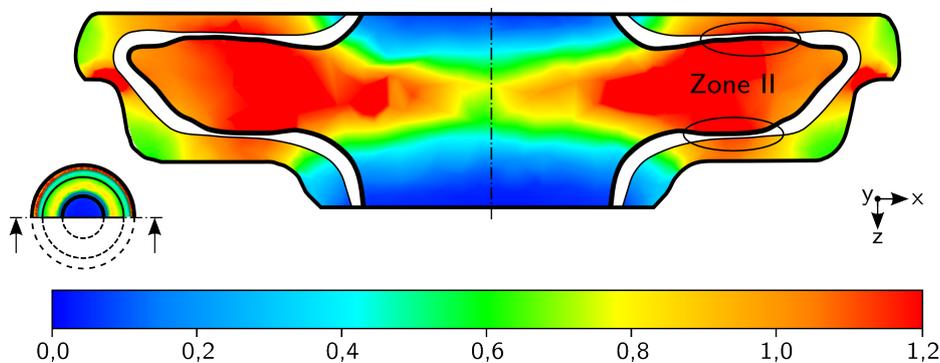


Abb. 5.41: Darstellung des Schädigungskennwertes inklusive überlagerter schematisch visualisierter Grenzschicht/Fragmente beim Stauchen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,55$

Als nächstes wird die Modellqualität beim Breiten beurteilt, vgl. Abb. 5.42. Es ist zu erkennen, dass die Fragmentierung der Grenzschicht sowie die Visualisierung des skalaren Schädigungskennwertes sehr gut übereinstimmen.

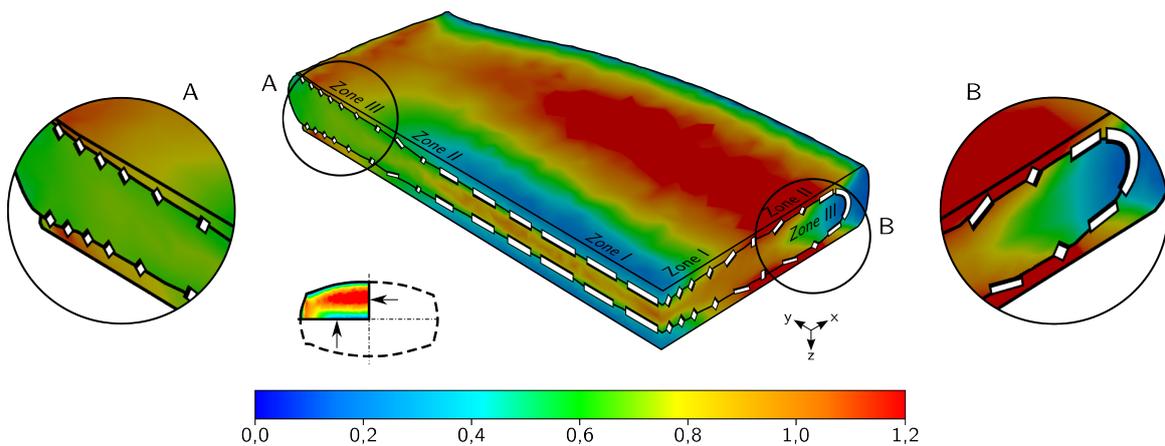


Abb. 5.42: Darstellung des Schädigungskennwertes inklusive überlagerter schematisch visualisierter Grenzschicht beim Breiten, $T_{U\text{mform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 1,26$

Die Fragmentierung der primären Grenzschicht sowie der Fragmentierungsgrad stehen im direkten Zusammenhang mit den kritischen Bereichen und deren farblicher Kennzeichnung. Insbesondere die Zone II im Querschnitt sowie die Zonen II und III im Längsschnitt werden korrekt ermittelt. Eine Differenzierung in eine Grenzschichtstreckung bzw. -stauchung ist noch nicht möglich, da in einer ersten Modellstufe der Vergleichsumformgrad verwendet wird. Deswegen ist die Darstellung im Querschnitt im Bereich der Zone I (blau, Fragmente) sowie der Zone III (blau, keine Fragmente) noch unspezifisch.

Des Weiteren ist eine genaue Angabe eines kritischen Schädigungskennwertes in dieser Modellstufe noch nicht zweckmäßig. Einerseits liegen noch keine belastbaren Werkstoffkenngrößen der Bruchinitiierung der intermetallischen Phasen vor, wodurch die belastungsabhängige Fragmentierung der primären Grenzschicht noch nicht repräsentiert werden kann. Andererseits muss die Visualisierung hinsichtlich der Streckung und Stauchung der Grenzschicht verbessert werden, um die kritischen Bereiche im FE-System sicher zu identifizieren.

Diese Modelloptimierungen werden in folgenden Forschungsvorhaben bearbeitet, um den Modellansatz zu verbessern. Dadurch wird dem Anwender die Möglichkeit gegeben, die Grenzschichtfragmentierung im FE-System qualitativ und quantitativ zu bewerten. Der bereits hergeleitete Modellansatz ist in der gegenwärtigen Entwicklungsstufe, unter Kenntnis der experimentellen Beobachtungen, sinnvoll anwendbar und geeignet, um die Grenzschichtfragmentierung im Simulationssystem vorherzusagen.

Der Schmiedeprozess des Steigens ist aufgrund seiner Prozesscharakteristika komplexer, da ein Werkstofffluss in Breiten- sowie Steigrichtung erfolgt, was die Grenzschicht lokal unterschiedlich stark belastet. Die Abbildung 5.43 veranschaulicht deutlich die sehr gute Korrelation zwischen schematisch dargestellter Fragmentierung und dem visualisierten Schädigungskennwert im Querschnitt.

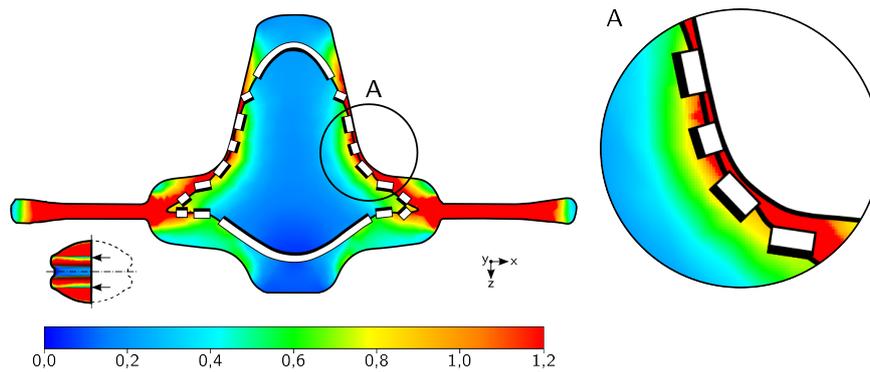
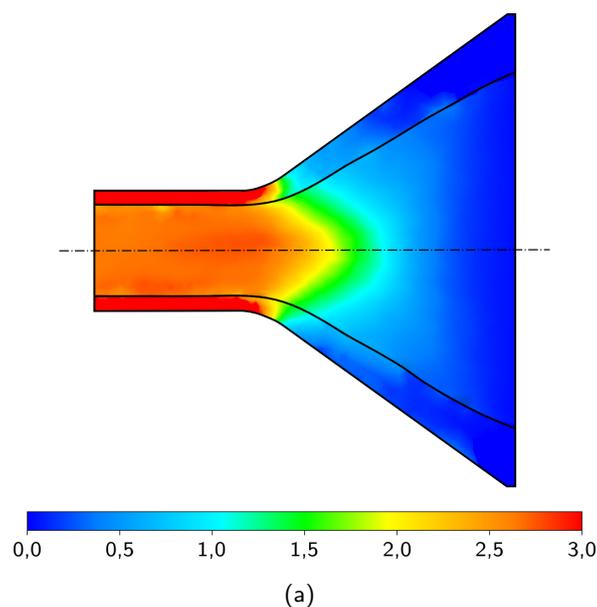


Abb. 5.43: Darstellung des Schädigungskennwertes inklusive überlagerter schematisch visualisierter Grenzschicht/Fragmente beim Steigen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$, $\varphi_{v,a} = 0,68$

Der kritische Bereich der Rippenflanke bis hin zum Gratbereich werden in der Schädigungsdarstellung gut wiedergegeben. Der direkte Vergleich mit den Fragmenten (Fragmentierungsgrad, Verdrehung) bestätigt die Anwendung des Versagenskriteriums und dessen erste Modellformulierung. Die Schädigung differenziert sehr gut in die unkritischen Bereiche (Rippenkopf und Boden) gegenüber den hochgradig geschädigten Rippenflanken sowie Gratbereich. Durch die Anwendung des Schädigungskriteriums lassen sich Formelemente wie Rippen oder Flanken frühzeitig in der Entwicklungsphase eines hybriden Bauteils auslegen und fertigungsgerecht optimieren.

Die Anwendung des entwickelten Versagenskriteriums kann ebenfalls beim Strangpressen erfolgen. Die Abbildung 5.44 stellt den Vergleich der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz gegenüber dem entwickelten Versagenskriterium beim hydrostatischen Strangpressen dar. Die logarithmische axiale Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{zz}$ beträgt beim Strangaustritt ca. 0,38 und die Differenz des Schädigungskennwertes ca. 0,5.



5.9.3 Vergleich des Schädigungsmodells von Cockcroft und Latham mit dem selbst entwickelten Versagenskriterium

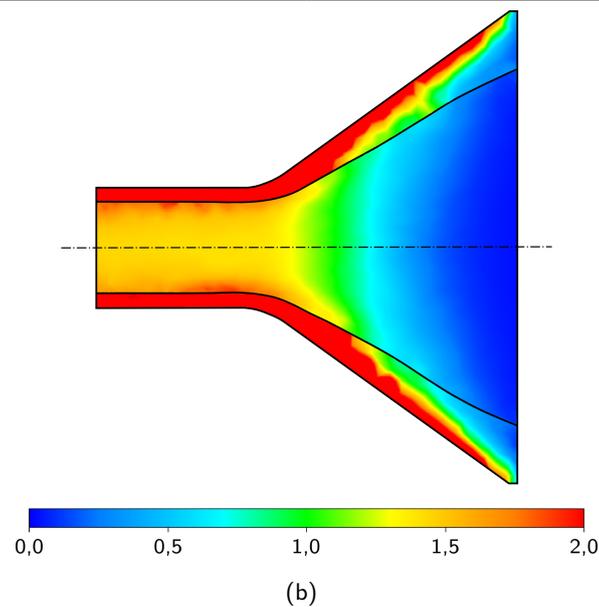


Abb. 5.44: Vergleich der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz, (a) mit dem selbst entwickelten Schädigungskriterium, (b) beim hydrostatischen Strangpressen

Aufgrund der Modellformulierung beinhaltet das selbst entwickelte Versagenskriterium die integrativen Anteile des Vergleichsumformgrads sowie das Verhältnis der maximalen Schubspannung zur Vergleichsspannung. Dadurch ist die logarithmische axiale Dehnungsdifferenz eine Teilmenge (im Vergleichsumformgrad) der dargestellten skalaren Kenngröße des Versagenskriteriums, was letztendlich den höheren Absolutwert und die Wertedifferenz erklärt.

Für das hydrostatische Strangpressen gilt der Wert $\Delta\varphi_{zz} = 0,38$ als Grenzwert hinsichtlich einer akzeptablen Verbundqualität, d.h., wenn dieser Wert der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz überschritten wird, treten bereits partielle Schädigungen entlang der Grenzschicht auf.

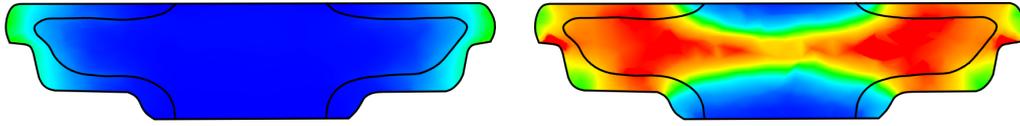
Beim selbst entwickelten Versagenskriterium entspricht die Kenngrößendifferenz beim Strangaustritt ca. 0,5, d.h., bei Anwendung der gleichen Kriterien wie bei der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz, ist die Verbundqualität bis zu diesem Kennwert einwandfrei. Beide Modelle liefern die qualitativ gleichen Aussagen beim hydrostatischen Strangpressen von Al-Mg-Verbunden. Aufgrund der Differenzenmethode (Mantelwerkstoff-Kernwerkstoff) sind beide Ansätze hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit gleichwertig einzustufen.

5.9.3 Vergleich des Schädigungsmodells von Cockcroft und Latham mit dem selbst entwickelten Versagenskriterium

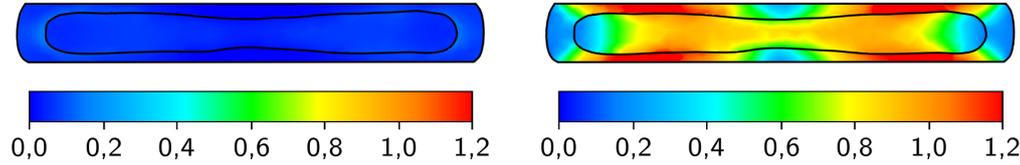
Der Vergleich zwischen dem Schädigungsmodell von Cockcroft und Latham [23] mit dem selbst entwickelten Versagenskriterium verdeutlicht, dass der Ansatz von Cockcroft und Latham die Grenzschichtfragmentierung so nicht darstellen kann, vgl. Abb. 5.45.

5.9.3 Vergleich des Schädigungsmodells von Cockcroft und Latham mit dem selbst entwickelten Versagenskriterium

Stauchen



Breiten



(a)

(b)

Abb. 5.45: Vergleich des Schädigungsmodells/Versagenskriteriums bezüglich der Darstellung der kritischen Bereiche (Fragmentierung der Grenzschicht) für die Schmiedeprozesse Stauchen und Breiten, (a) Schädigungsmodell Cockcroft und Latham, (b) selbst entwickelter Modellansatz

Im Gegensatz dazu visualisiert das selbst entwickelte Modell sehr gut den Bereich der Grenzschichtfragmentierung. Die Ursache für den deutlichen Unterschied hinsichtlich der Schädigungsdarstellung liegt bei der Formulierung des Spannungsverhältnisses. Die Gleichung 5.28 verdeutlicht, dass das Spannungsverhältnis bei Cockcroft und Latham stets wesentlich größer ist, als das vom selbst entwickelten Versagenskriterium.

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_v} \gg \frac{\tau_{\max}}{\sigma_v} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2\sigma_v} \quad (5.28)$$

Der Schädigungskennwert beim Schädigungsmodell von Cockcroft und Latham ist dadurch maßgeblich geprägt von den wirkenden Spannungen und weniger durch die erreichten Umformgrade. Beim selbst entwickelten Modellansatz dominieren dagegen die Umformgrade und im geringeren Maße die auftretenden Spannungen. Der Modellcharakter stimmt damit sehr gut überein mit den ermittelten Schubspannungen (Schubspannungsdifferenzen Al-Mg) bei gleichzeitigen hohen lokalen Vergleichsumformgraden und repräsentiert somit das Grenzschichtversagen realitätsnah.

Die Herleitung des Versagenskriteriums für die Fragmentierung der primären Grenzschicht ist plausibel und dessen Anwendung auf die Umformbarkeit der hybriden Verbunde zweckmäßig. Die Grenzschichtschädigung wird im Postprozessor einfach und anschaulich dargestellt. Die Anwendung des Versagenskriteriums erlaubt die Beurteilung von kritischen Bereichen und unterstützt den Berechnungsingenieur bei der numerischen Prozessauslegung. Das selbst entwickelte Versagenskriterium lässt sich bei ähnlichen umformtechnischen Problemen, d.h., gleichem Spannungszustand sowie insbesondere bei hybriden Werkstoffverbunden, anwenden. Die Darstellung und Lokalisierung der Schädigung muss für den jeweiligen Umformprozess kritisch auf Plausibilität überprüft werden.

Die erste Entwicklungsstufe des Versagenskriteriums kann in dieser Form noch nicht die Belastungsabhängigkeit des Grenzschichtformänderungsvermögens abbilden, da der Einfluss der

Mikrostruktur sowie die spezifischen Werkstoffkennwerte der intermetallischen Phasen in diesem Ansatz noch nicht mit einbezogen werden. Des Weiteren erlaubt die vereinfachte Anwendung des Vergleichsumformgrads keine Differenzierung in eine Grenzschichtstauchung und -streckung, was ebenfalls in einer weiteren Entwicklungsstufe umgesetzt wird.

5.10 Fazit numerische Untersuchungen

1. Die Simulationsmodelle für die Schmiedeprozesse sowie das hydrostatische Strangpressen sind zweckmäßig aufgebaut, was durch die sehr gute Kalibrierung mit den korrespondierenden Experimenten bestätigt wird. Die Abweichungen aller Kalibriermerkmale liegen deutlich unter dem Toleranzwert von 10 %, weshalb die Simulationsmodelle als validiert gelten.
2. Die Analyse des Werkstoffflusses sowie der Geometrieausbildung bei den Schmiedeprozessen zeigten, dass im numerischen Simulationsmodell eine Bevorzugung des axialen Werkstoffflusses auftritt. Dieses Phänomen ist dabei unabhängig vom betrachteten Schmiedeprozess. Die Ursache ist in der Kontaktbedingung zwischen Mantel- und Kernwerkstoff, d.h. dem Haften, zu finden. Die Haftbedingung zwischen den deformierbaren Körpern, behindert den radialen Werkstofffluss (Breitenrichtung). Jedoch ist eine andere Kontaktbedingung (bspw. Ablösespannung) aufgrund der im Abschnitt 5.3.8 genannten Ursachen momentan nicht möglich.
3. Es konnte eine belastungsabhängige Umformbarkeit der Grenzschicht ermittelt werden. Beim Schmiedeprozess des Stauchens ist eine axiale Belastungsrichtung der Halbzeuge hinsichtlich einer Grenzschichtschädigung unkritisch. Im Gegensatz zu den Schmiedeprozessen Breiten und Steigen, da dort eine Grenzschichtbelastung quer zur Halbzeugachse vorliegt und dies immer lokal zu einer Fragmentierung der Grenzschicht führt.
Mithilfe der betrachteten Kenngrößen (Vergleichsumformgrad, relativen Grenzschichtlänge, Schubspannung, hydrostatischer Druck) kann dies nicht vollständig erklärt werden, weil dieses Phänomen werkstoffabhängig ist und somit direkt von den intermetallischen Phasen abhängt. Diese Phasen können jedoch aufgrund der im Abschnitt 5.3.8 genannten Gründe nicht als deformierbares Objekt im FE-System sinnvoll berücksichtigt werden. Die Erläuterung hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften der intermetallischen Phasen und deren Einfluss auf die Umformbarkeit findet sich im Kapitel 6.6.
4. Die Vergleichsumformgradanalyse mithilfe der Sensoren sowie der skalaren Darstellung im Postprozessor bei den Beanspruchungsarten Breiten und Steigen verdeutlichen, dass der Vergleichsumformgrad ein guter Indikator hinsichtlich der Grenzschichtfragmentierung ist. Die Auswertung des Vergleichsumformgrads zeigt, dass eine belastungsabhängige Fragmentierung der Grenzschicht in Längs- und Querrichtung vorliegt, was auf die Formänderung in Form von Stauchung sowie Streckung der Grenzschicht zurückzuführen ist.

Die Analyse der relativen Grenzschichtlänge bietet die Möglichkeit, Rückschlüsse auf Zug-Druck-Belastungen der Grenzschicht in Form von einer Grenzschichtstreckung und -stauchung zu ziehen. Eine Streckung der Grenzschicht bei den Schmiedeprozessen Breiten und Steigen ist immer einer Schädigung der Grenzschicht gleichzusetzen, d.h., die Grenzschicht wird fragmentiert und in Abhängigkeit der Belastung driften die Fragmente auseinander und Diffusionsprozesse bilden eine neue sekundäre Grenzschicht. Im Gegensatz dazu ist eine Stauchung der Grenzschicht stets unkritisch, da in diesen Bereichen die Grenzschicht schädigungsfrei vorliegt. Die Dehnungen und Streckungen liefern somit eine plausible Erklärung der experimentell beobachteten Phänomene.

5. Die bei den Experimenten beobachtete Verdrehung der Fragmente wird auf die wirkende Schubspannung bzw. Schubspannungsdifferenz zwischen den Verbundpartnern zurückgeführt. Die Bereiche mit einer hohen lokalen Verdrehung der Fragmente korrespondiert sehr gut mit dem Bereich einer hohen Schubspannung. Zusätzlich korrelieren die Bereiche der hohen Vergleichsumformgrade mit den Schubspannungen, was den Zusammenhang zwischen Dehnungen und Verdrehung widerspiegelt.
6. Die Auswertung des hydrostatischen Drucks belegte die Hypothese, dass dieser die plastische Formänderung der intermetallischen Phasen positiv beeinflusst. Die experimentell ermittelten Bereiche mit einer Grenzschichtreduktion verfügen über eine hydrostatische Drucküberlagerung, was die Formänderung der Grenzschicht erklärt.
7. Die Herleitung des Versagenskriteriums auf Basis des Vergleichsumformgrads und der Schubspannung ist zweckmäßig. Die Beurteilung der so erhaltenen skalaren Kenngröße vereinfacht erheblich die Auswertung des Formänderungsvermögens von hybriden Verbunden sowie die numerisch basierte Auslegung von hybriden Bauteilen bei Schmiedeprozessen. Die Validierung hat gezeigt, dass die Grenzschichtfragmentierung und deren Darstellung gut übereinstimmen. Trotz der in dieser ersten Modellstufe enthaltenen Vereinfachungen (Vergleichsumformgrad, Vernachlässigung der Werkstoffkenngrößen) wird die grundlegende Grenzschichtschädigung gut dargestellt und bietet das Potenzial für eine Modellerweiterung.

Die Anwendung des Versagenskriteriums auf das hydrostatische Strangpressen hat gezeigt, dass plausible Ergebnisse erzielt werden können, welche die Verbundqualität des hybriden Verbunds hinreichend genau vorhersagen. Das Versagenskriterium kann grundsätzlich bei Prozessen mit hybriden Verbunden eingesetzt werden, aber auch eine allgemeine Anwendung auf umformtechnische Verfahren mit ähnlichen Spannungszuständen sind denkbar, was aber noch für den Einzelfall überprüft werden muss.

6 Charakterisierung der Umformbarkeit der Al-Mg-Verbunde

Die experimentellen und numerischen Methoden zeigten, dass verschiedene Effekte und phänomenologische Erscheinungen aufgetreten sind, die das Formänderungsvermögen der hybriden Al-Mg-Verbunde beeinflussen. Im folgenden Kapitel erfolgt die Diskussion der verschiedenen Faktoren:

- Einflussfaktor Gesenk- und Umformtemperatur
- Einfluss des Schmierstoffs
- Beeinflussung der Ausbildung des Magnesiumkerns (Erdnuss-Form)
- stirnseitige Schädigung des Magnesiumkerns
- Einflussfaktor Werkstoffdaten (rein numerisch)
- belastungsabhängiges Formänderungsvermögen der intermetallischen Phasen

6.1 Einflussfaktor Gesenk- und Umformtemperatur

In Abhängigkeit der betrachteten Schmiedeprozesse lassen sich die Fragmentierung und die dadurch bedingte Schädigung der primären Grenzschicht nicht verhindern. Durch die systematische Variation der Prozessparameter Umformtemperatur und Gesenktemperatur soll ermittelt werden, inwieweit die Schmiedeprozesse beeinflusst werden und was deren Prozessgrenzen sind.

6.1.1 Einfluss der Gesenktemperatur

Die Gesenktemperaturvariation erfolgt ausschließlich beim Stauchen und Breiten, da beim Steigen und dem Schmieden des SMART-Bodys zu hohe Prozesskräfte bei der Gesenktemperatur von 25 °C erwartet werden, vgl. Kapitel 4.1.3. Der Vergleich der Kraftkurven beim Stauchen verdeutlicht, dass eine höhere Gesenktemperatur (200 °C > 25 °C) den notwendigen Kraftbedarf positiv beeinflusst, vgl. Abb. 6.1. Die Differenz der maximalen Kraft beim Stauchen beträgt ca. 80 kN, was einem Unterschied von ca. 22 % entspricht.

Beim Breiten wird grundsätzlich derselbe Effekt hinsichtlich des Kraftbedarfs erzielt, wobei die Differenz der maximalen Presskraft mit ca. 160 kN (ca. 20 %) deutlich höher liegt als beim Stauchen, vgl. Abb. 6.2.

6.1.1 Einfluss der Gesenkttemperatur

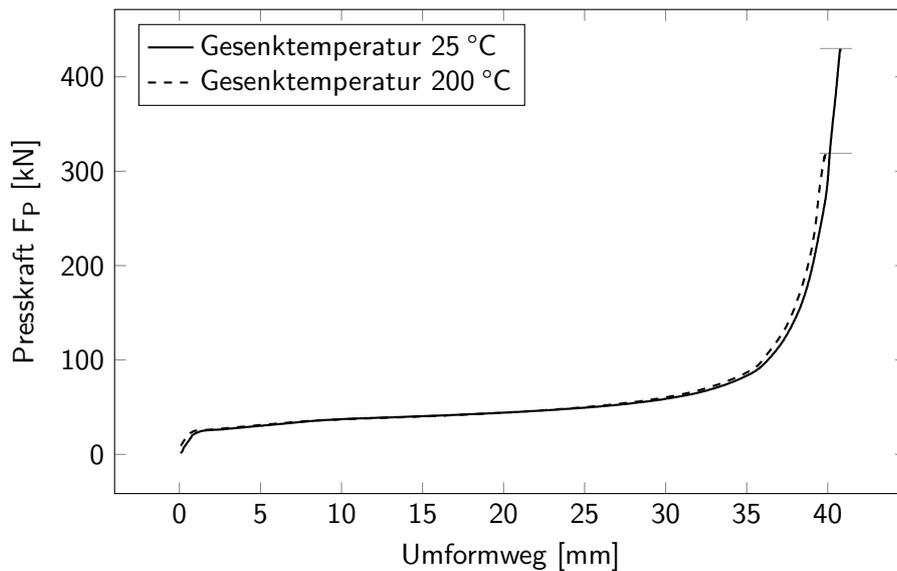


Abb. 6.1: Einfluss der Gesenkttemperatur auf die Presskraft beim Stauchen, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$

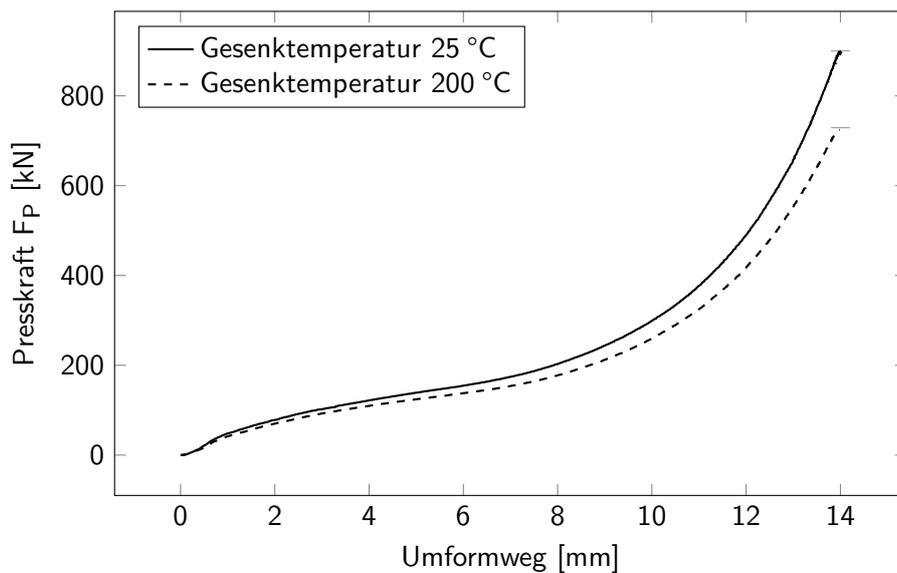


Abb. 6.2: Einfluss der Gesenkttemperatur auf die Presskraft beim Breiten, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$

Neben der Beeinflussung des notwendigen Kraftbedarfs konnte ein veränderter Schubspannungsverlauf beim Stauchen ermittelt werden. Die Abbildung 6.3 zeigt den Schubspannungsverlauf bei den jeweiligen Gesenkttemperaturen, wobei bei einer Gesenkttemperatur von 25 °C die Schubspannungswerte quantitativ geringfügig höher liegen (ca. 20 MPa). Insbesondere der Bereich von Detail A und Detail B weist signifikante Unterschiede auf, was sich auch in den metallografischen Analysen widerspiegelt.

6.1.1 Einfluss der Gesenkttemperatur

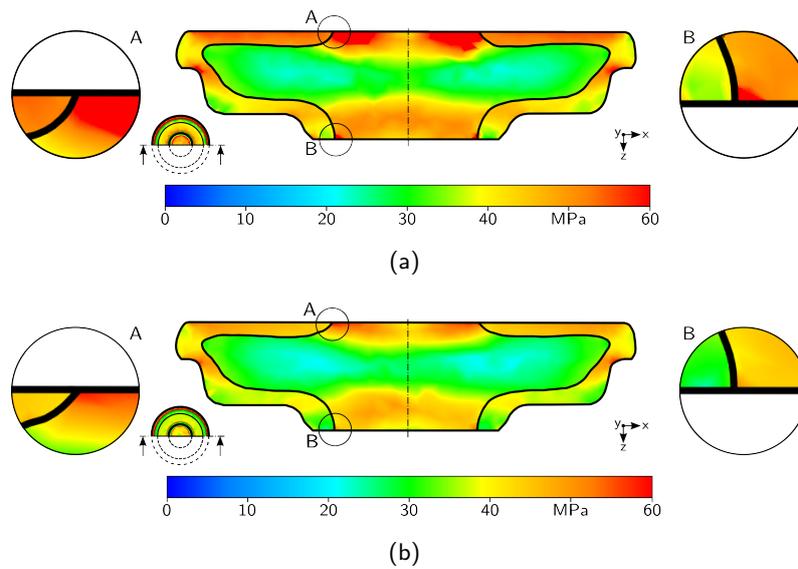


Abb. 6.3: Maximale Schubspannung beim Stauchen, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$,
 (a) $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$, (b) $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$

In der Abbildung 6.4 ist die REM-Aufnahme aus dem speziellen Bereich (Detail B) beim Stauchen mit $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$ dargestellt. Die plastische Formänderung der intermetallischen Phasen ist sehr gut erkennbar. Die wirkende Schubspannung wird klar durch den 45° -Versatz der Umformzone verdeutlicht.

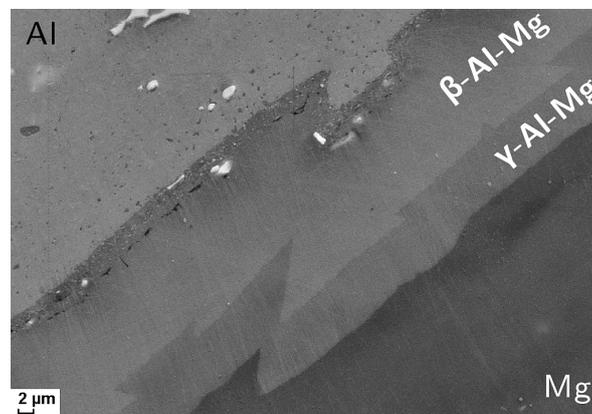


Abb. 6.4: REM-Aufnahme beim Stauchen, Detail B, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$,
 $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$; Bildquelle [80]

Ein derartiges Erscheinungsbild konnte bei der Gesenkttemperatur von 200 °C nicht festgestellt werden, d.h., eine Verwerfung der intermetallischen Phasen unter dem 45° -Winkel ist bei dieser Gesenkttemperatur nicht vorhanden gewesen. Es haben sich kaum Veränderungen hinsichtlich der Grenzschichtdarstellung ergeben, bis auf den Bereich beim Detail B. Ansonsten zeigen die metallografischen Analysen ein identisches Erscheinungsbild der Grenzschicht bei beiden Gesenkttemperaturen.

6.1.1 Einfluss der Gesenktemperatur

Die Auswertung mithilfe des entwickelten Versagenskriteriums zeigt, dass sich keine signifikante Veränderung bezüglich der Schädigungskenngröße und deren Absolutwerte ergeben hat, vgl. Abb. 6.5.

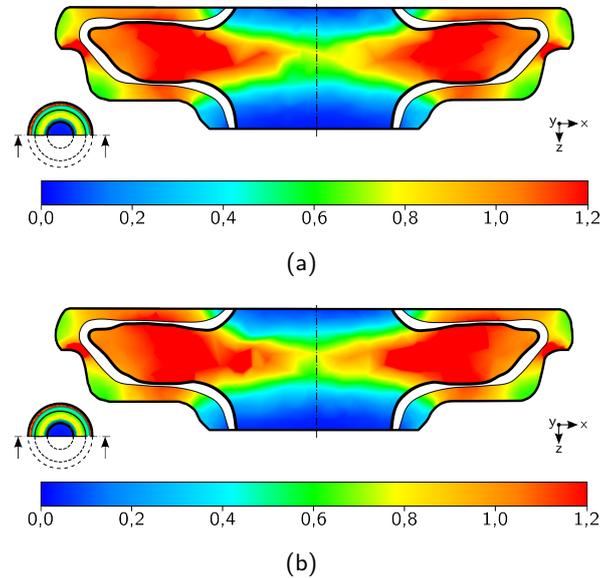


Abb. 6.5: Darstellung des Schädigungskennwerts beim Stauchen, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0 \text{ mm}$, (a) $T_{\text{Gesenk}} = 25 \text{ °C}$, (b) $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$

Bei beiden untersuchten Gesenktemperaturen liegt der gleiche qualitative Verlauf des Schädigungskennwertes vor, was darauf schließen lässt, dass hinsichtlich der Grenzschichtfragmentierung dieselben phänomenologischen Erscheinungen auftreten, vgl. Abb. 6.6. Die Grenzschicht ist sowohl bei einer Gesenktemperatur von 25 °C als auch 200 °C vollständig intakt.

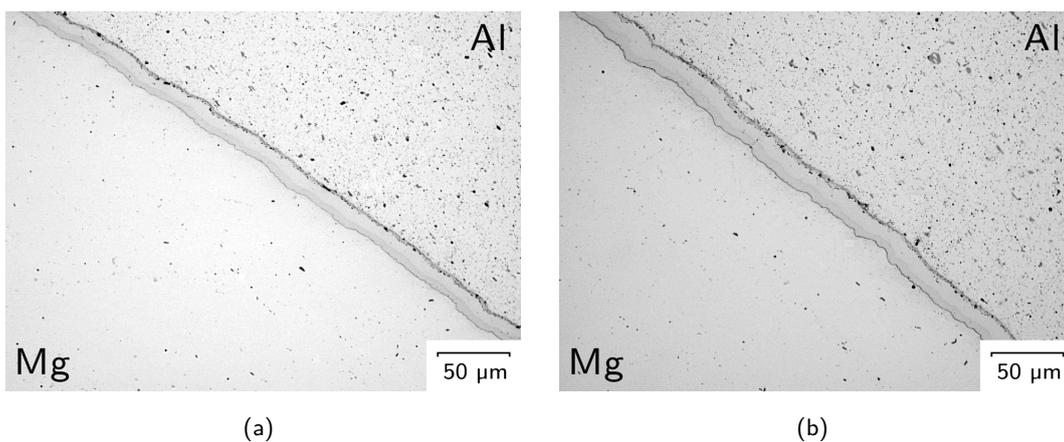


Abb. 6.6: Metallografische Aufnahmen vom Stauchen, Bereich Zone I (vgl. Abb. 4.4), $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0 \text{ mm}$, (a) $T_{\text{Gesenk}} = 25 \text{ °C}$, (b) $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$; Bildquelle [80]

Beim Breiten erfolgt ebenfalls die Auswertung des Einflussfaktors Gesenktemperatur auf Basis

6.1.1 Einfluss der Gesenkttemperatur

des entwickelten Versagenskriteriums. Die Abbildung 6.7 zeigt den Schädigungskennwert in einer isometrischen Darstellung des umgeformten Halbzeuges bei den Gesenkttemperaturen von 25 °C sowie 200 °C.

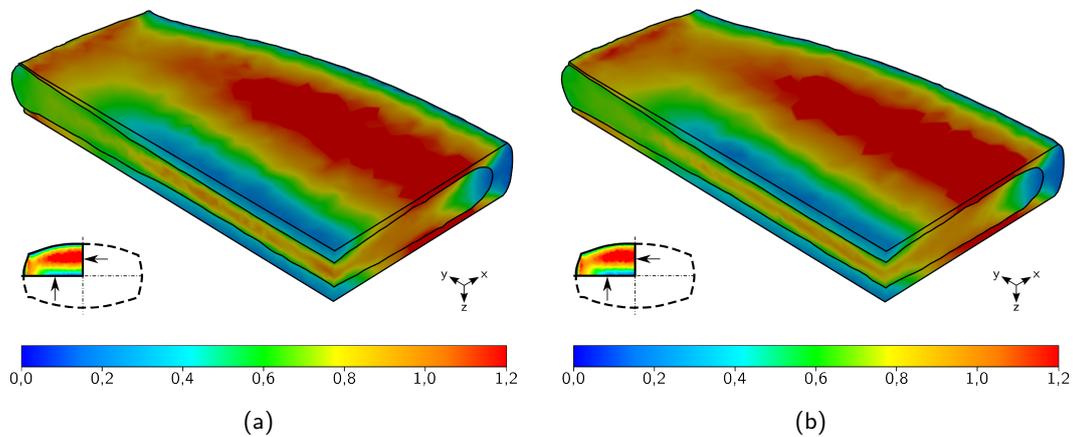


Abb. 6.7: Falschfarbendarstellung des Versagenskriteriums beim Breiten, $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$, Umformweg $s_u = 14 \text{ mm}$, (a) $T_{\text{Gesenk}} = 25 \text{ °C}$, (b) $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$

Es konnte kein signifikanter Unterschied hinsichtlich der Schädigungskenngröße bestimmt werden, was auch durch die metallografischen Analysen bestätigt wird. Die Fragmentierung beim Breiten sowohl in Längs- als auch in Querrichtung ist identisch, ebenso wie der Fragmentierungsgrad (Größe, Länge, Verdrehung), vgl. Abb. 6.8 sowie Kapitel 4.2.2. Somit besitzt die Gesenkttemperatur hinsichtlich der Grenzschichtfragmentierung im untersuchten Temperaturbereich keinen Einfluss, weder beim Stauchen noch beim Breiten.

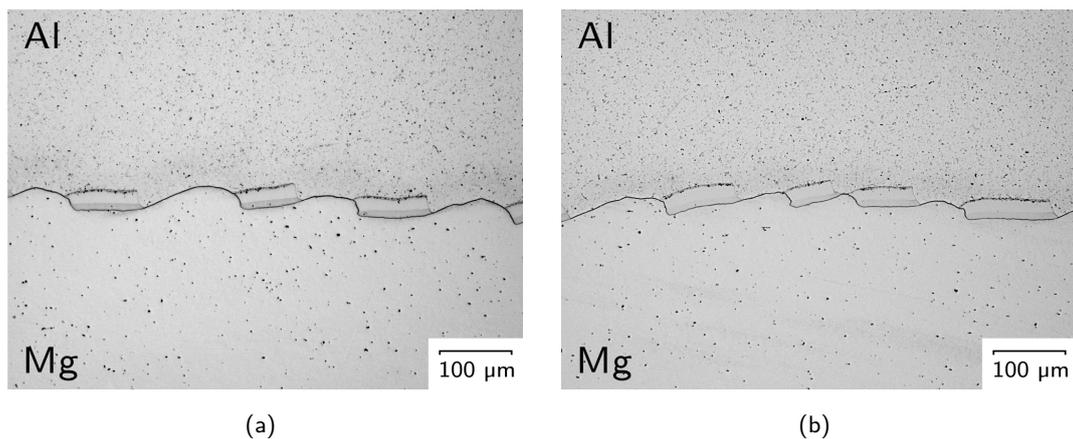


Abb. 6.8: Metallografische Aufnahmen vom Breiten, Bereich Zone II (vgl. Abb. 4.13), $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$, Umformweg $s_u = 14 \text{ mm}$, (a) $T_{\text{Gesenk}} = 25 \text{ °C}$, (b) $T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$; Bildquelle [80]

Der Einfluss der Gesenkttemperatur auf die geometrische Form der umgeformten Halbzeuge ist ebenfalls sehr gering. Die Tabelle 6.1 zeigt die Kalibriermerkmale vom Stauchen und Brei-

6.1.1 Einfluss der Gesenkttemperatur

ten im Realprozess bei den unterschiedlichen Gesenkttemperaturen. Die Probenbreite sowie die Probenlänge sind bei der höheren Gesenkttemperatur von 200 °C quantitativ geringfügig höher als bei einer Gesenkttemperatur von 25 °C, was auf die vorhandenen Randbedingungen (kleinerer Temperaturgradient Werkzeug-Werkstück) zurückzuführen ist.

Tab. 6.1: Vergleich der experimentellen Ergebnisse für unterschiedliche Gesenkttemperaturen beim Breiten und Stauchen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$

Schmiedeprozess	Kenngroße	Kennung	$T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$	$T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$
<i>Breiten</i>	Probenbreite [mm]	$B_{R,m}$	51,31	51,67
	Probenlänge [mm]	$L_{R,m}$	83,64	84,34
	Probendicke [mm]	$d_{R,1}$	6,01	5,98
	max. Presskraft [kN]	F_P	891	729
<i>Stauchen</i>	Grathöhe [mm]	$G_{A,1}$	3,99	4,02
	Probenhöhe [mm]	$H_{A,1}$	11,76	11,79
	max. Presskraft [kN]	F_P	421	310

Abschließend lassen sich hinsichtlich des Einflusses der Gesenkttemperatur auf die Umformbarkeit der hybriden Al-Mg-Verbunde folgende Fakten zusammenfassen:

- Die Gesenkttemperatur beeinflusst wie erwartet den notwendigen Kraftbedarf beim Umformvorgang der Halbzeuge. Der Unterschied des Presskraftbedarfs im untersuchten Temperaturbereich (25 °C, 200 °C) liegt beim Stauchen bei ca. 22 % sowie beim Breiten bei ca. 20 % und somit auf ähnlichem Niveau.
- Beim Stauchen konnte ein quantitativer Schubspannungsunterschied zwischen den unterschiedlichen Gesenkttemperaturen festgestellt werden, welcher sich ebenfalls in den metallografischen Aufnahmen der Grenzschicht widerspiegelt. Bei einer Gesenkttemperatur von 25 °C ist im Bereich von Detail B (Abb. 6.3(a)), die plastische Formänderung der intermetallischen Phasen durch den 45°-Versatz zu erkennen.
- Die weiteren metallografischen Analysen sowohl beim Stauchen als auch beim Breiten zeigten bei der jeweiligen Gesenkttemperatur dasselbe Erscheinungsbild der Grenzschicht. Daher hat die Gesenkttemperatur innerhalb des untersuchten Temperaturbereichs keinen signifikanten Einfluss hinsichtlich der Grenzschichtschädigung.
- Gleichwohl wird eine hohe Gesenkttemperatur empfohlen, da der Temperaturgradient zwischen Werkstück und Werkzeug niedriger ist, dadurch geringfügig den Werkstofffluss verbessert und den Kraftbedarf zur Umformung der hybriden Halbzeuge effektiv senkt.

6.1.2 Einfluss der Umformtemperatur

Die Variation der Umformtemperatur wird ausschließlich beim Steigen und dem Schmieden des SMART-Bodys durchgeführt, vgl. Kapitel 4.1.3. Dies begründet sich damit, dass beim Steigen und beim SMART-Body eine Gravurfällung sowie Gratausbildung stattfindet und diese Merkmale sensitiv auf die Variationen der Umformtemperatur reagieren. Der Vergleich der Kraftkurven beim Steigen verdeutlicht, dass eine höhere Umformtemperatur ($300\text{ °C} > 200\text{ °C}$) den notwendigen Presskraftbedarf senkt, vgl. Abb. 6.9. Der Unterschied der maximalen Presskraft beim Steigen beträgt ca. 175 kN, was einem Unterschied von ca. 27 % entspricht. Beim Schmieden des SMART-Bodys tritt ein vergleichbarer Effekt bezüglich des Kraftbedarfs auf, wobei der maximale Kraftunterschied ca. 200 kN (ca. 26 %) beträgt, vgl. Abb. 6.10. Der Effekt der elastischen Auffederung analog dem Breiten spiegelt sich im Kraftkurvenlauf wider.

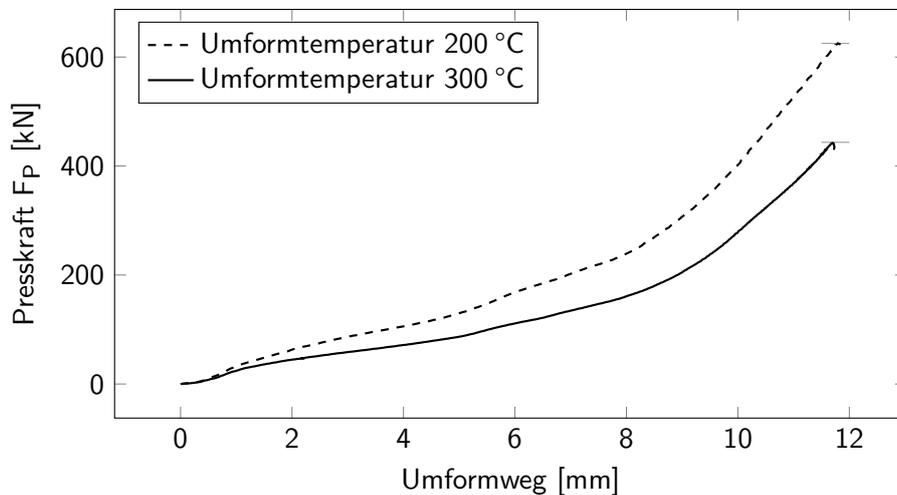


Abb. 6.9: Einfluss der Umformtemperatur auf die Presskraft beim Steigen, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$

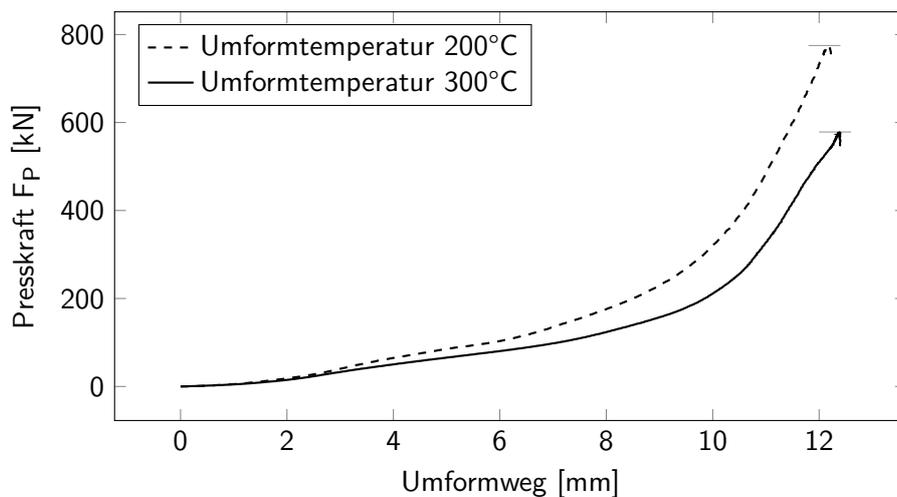


Abb. 6.10: Einfluss der Umformtemperatur auf die Presskraft beim Schmieden des SMART-Bodys, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$

6.1.2 Einfluss der Umformtemperatur

Zusätzlich zur Auswertung des Kraftbedarfs erfolgt die Bewertung der Kenngröße des entwickelten Versagenskriteriums. Die Abbildung 6.11 veranschaulicht den Schädigungskennwert bei zwei verschiedenen Umformtemperaturen im Querschnitt beim Steigen. Es ist kein qualitativer Unterschied zwischen der Kenngrößendarstellung bei der Umformtemperatur von 200 °C sowie von 300 °C festzustellen, was sich auch mit den metallografischen Aufnahmen deckt, die ebenfalls keinen Unterschied bezüglich der Grenzschichtfragmentierung ergeben. Die numerische Analyse bestätigt somit die experimentellen Ergebnisse.

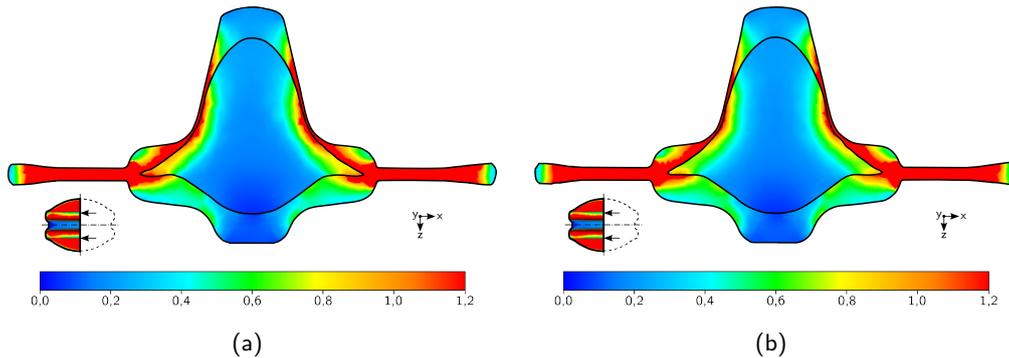


Abb. 6.11: Falschfarbendarstellung des Versagenskriteriums beim Steigen, (a) $T_{\text{Umform}} = 200 \text{ °C}$, (b) $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$

Beim Schmieden des SMART-Bodys zeigt sich dieselbe phänomenologische Erscheinung. Die Abbildung 6.12 zeigt die isometrische Schnittdarstellung des SMART-Bodys mit dem Kennwert des entwickelten Versagenskriteriums.

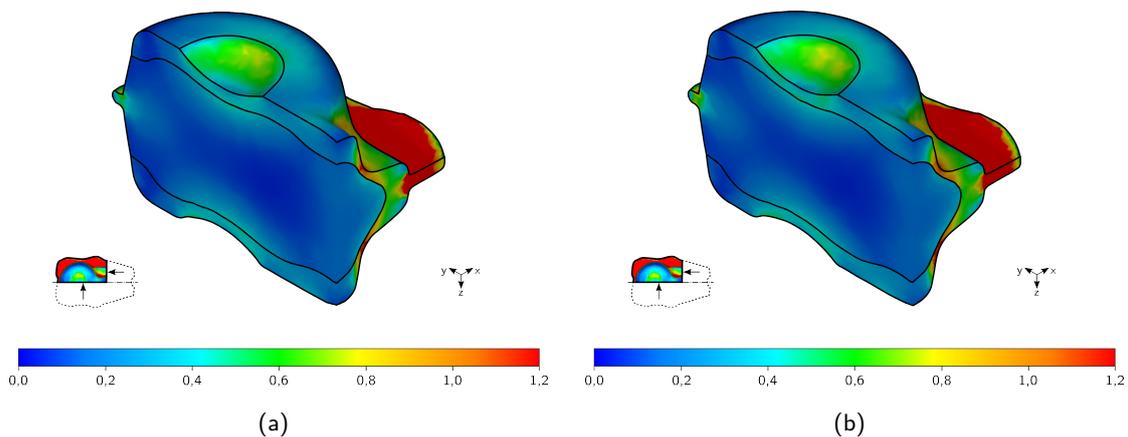


Abb. 6.12: Falschfarbendarstellung des Versagenskriteriums beim SMART-Bodys, (a) $T_{\text{Umform}} = 200 \text{ °C}$, (b) $T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}$

Der qualitative Verlauf des Schädigungskennwerts sowohl in Längs- als auch Querrichtung hat sich trotz unterschiedlicher Umformtemperaturen nicht verändert, was die metallografischen Analysen so bestätigen, vgl. Abb. 6.13. Die Fragmentierungsdarstellung beim SMART-Body ist in Längs- sowie in Querrichtung identisch, ebenso wie der Fragmentierungsgrad (Größe,

6.1.2 Einfluss der Umformtemperatur

Länge, Verdrehung), siehe Abschnitt 4.2.2. Daher besitzt die Umformtemperatur hinsichtlich der Grenzschichtfragmentierung im untersuchten Temperaturbereich keinen signifikanten Einfluss, weder beim Steigen noch beim Schmieden des SMART-Bodys.

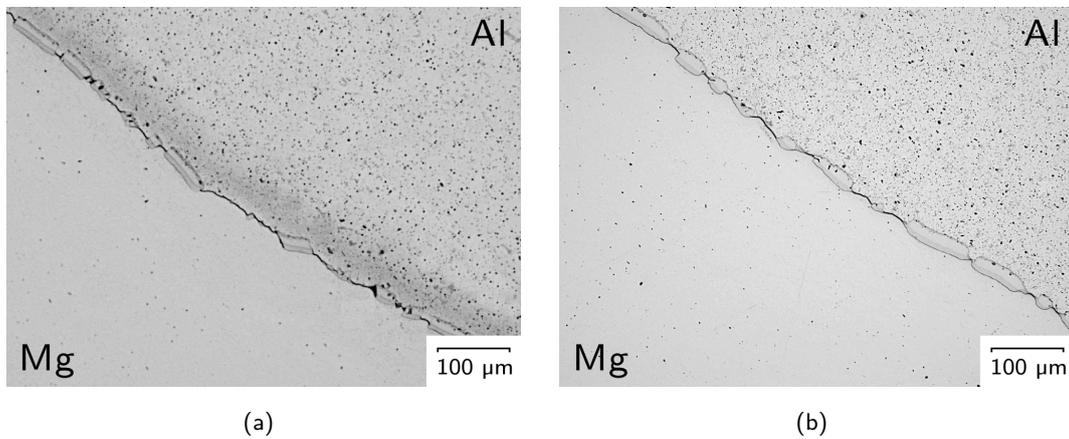


Abb. 6.13: Metallografische Aufnahmen vom SMART-Body, Bereich Zone II (vgl. Abb. 4.25), $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$, (a) $T_{\text{Umform}} = 200\text{ °C}$, (b) $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$; Bildquelle [80]

Die Umformtemperatur hat jedoch einen Einfluss auf die geometrische Abbildung der umgeformten Halbzeuge, vgl. Tab. 6.2. Der Vergleich der Kalibriermerkmale vom Steigen und dem SMART-Body bei den zwei unterschiedlichen Umformtemperaturen verdeutlichen, dass bei einer Umformtemperatur von 300 °C sich gegenüber einer Umformtemperatur von 200 °C die Kalibrierkennwerte Gesamtbreite, Probenlänge/Gesamtlänge und Probenhöhe quantitativ vergrößert haben, was einem besseren Werkstofffluss entspricht.

Tab. 6.2: Vergleich der experimentellen Ergebnisse für unterschiedliche Umformtemperaturen beim Steigen und SMART-Body, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$

Schmiedeprozess	Kenngroße	$T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$	$T_{\text{Umform}} = 200\text{ °C}$
<i>Steigen</i>	Gesamtbreite $B_{St,m}$ [mm]	45,21	43,61
	Probenlänge $L_{St,m}$ [mm]	54,59	54,09
	Probenhöhe $H_{St,1}$ [mm]	22,33	21,82
	Gratstärke $G_{St,1}$ [mm]	1,00	1,01
	max. Presskraft F_P [kN]	445	623
<i>SMART-Body</i>	Gesamtbreite $B_{S,G}$ [mm]	40,16	39,30
	Gesamtlänge $L_{S,G}$ [mm]	56,69	54,82
	Gratstärke $G_{S,1}$ [mm]	1,50	1,52
	max. Presskraft F_P [kN]	579	773

Dies begründet sich mit den verbesserten Fließeigenschaften der Werkstoffe bei höheren Umformtemperaturen. Insbesondere beim Magnesium, wo erst ab 225 °C weitere thermisch aktivierbare Gleitebenen vorhanden sind. Die Umformtemperatur mit 200 °C liegt bewusst unterhalb von 225 °C, um die Grenzschicht möglichst hohen Belastungen auszusetzen.

Die erfolgreiche Umformung der Halbzeuge zeigt trotz der aus umformtechnischer Sicht ungünstigen Randbedingungen ($T_{\text{Umform}}, T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$), dass qualitativ ähnliche Ergebnisse wie bei günstigen Umformbedingungen ($T_{\text{Umform}} = 300 \text{ °C}, T_{\text{Gesenk}} = 200 \text{ °C}$) erzielt werden können. Im Hinblick auf die Grenzschichtschädigung besitzt die Umformtemperatur im untersuchten Temperaturbereich keinen Einfluss, da sowohl bei 200 °C als auch bei 300 °C eine Grenzschichtschädigung in Form der Fragmentierung vorliegt, was die metallografischen Analysen bestätigen. Aus den dargelegten Erkenntnissen ergeben sich zusammenfassend folgende Punkte für den Einflussfaktor Umformtemperatur:

- Die Umformtemperatur beeinflusst erwartungsgemäß den notwendigen Kraftbedarf bei der Umformung der Halbzeuge. Beim Steigen und dem Schmieden des SMART-Bodys mit einer Umformtemperatur von 200 °C ist der benötigte Kraftbedarf ca. 1/4 höher.
- Die Geometrieausbildung der umgeformten Halbzeugen zeigt, dass die Umformtemperatur einen signifikanten Einfluss besitzt. Je höher die Umformtemperatur (300 °C > 200 °C), desto mehr werden die Fließeigenschaften der Werkstoffe begünstigt.
- Die Anwendung des entwickelten Versagenskriteriums ermöglicht die schnelle und effektive Beurteilung der Grenzschichtschädigung bei den jeweiligen Schmiedeprozessen. Die Darstellung des Schädigungskennwertes zeigt für die untersuchten Umformtemperaturen (300 °C, 200 °C) einen gleichwertigen qualitativen Verlauf an, was so mit den metallografischen Analysen übereinstimmt.

Daher hat die Variation der Umformtemperatur bezüglich der Grenzschichtfragmentierung keinen signifikanten Einfluss. Die primäre Grenzschicht wird stets fragmentiert und dies ist wiederum allein abhängig von der vorliegenden Belastungsrichtung (Stauhen ≠ Breiten, Steigen, SMART-Body).

- Gleichwohl wird eine höhere Umformtemperatur (> 300 °C) empfohlen, da die Presskraftreduktion positive Effekte hinsichtlich des Werkzeugverschleißs und der Werkzeugzeit besitzt. Weiterhin ergibt sich dadurch ein veränderter Werkstofffluss, der das Ausfüllen der Kavitäten verbessert.

6.2 Einflussfaktor Tribologie

Die Beurteilung des tribologischen Systems ist im Bereich der Massivumformung ein wichtiger Aspekt. Die Adhäsionsneigung von Aluminium ist hinreichend bekannt, was durch die Anwendung geeigneter Schmierstoffe und Oberflächenbeschichtungen kompensiert wird. Die hybriden

Verbunde unterscheiden sich strukturell gegenüber monolithischen Halbzeugen, weshalb insbesondere beim Stauchen zwei verschiedene Werkstoffe Kontakt zum Werkzeug aufweisen, was zu unterschiedlichen Reibverhältnissen führt. Die Analyse des Einflusses des tribologischen Systems erfolgt somit beim Schmiedeprozess Stauchen mit dem Breiten als Referenzprozess.

Das Schmierstoffsystem beeinflusst im Wesentlichen die notwendigen Presskräfte der Umformmaschine, den Werkzeugverschleiß und den Werkstofffluss. In der Tabelle 6.3 sind die gemessenen Kennwerte der ungeschmierten Experimente der Schmierstoffanwendung hinsichtlich des Stauchens gegenübergestellt.

Tab. 6.3: Einfluss des tribologischen Systems auf die Presskraft, Stauchen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4\text{ mm}$, $\varphi_v = 1,55$

tribologisches System	$H_{A,1}$ [mm]	$G_{A,1}$ [mm]	max. Presskraft [kN]
ohne	11,76	4,00	432
mit	11,76	3,99	421

Aus den gemessenen geometrischen Kenngrößen lässt sich kein Zusammenhang zwischen der Schmierstoffanwendung und Geometrieausbildung beim Stauchen ableiten. Die Anwendung des Schmierstoffs Gleitmo 820 hat einen sehr geringen Einfluss auf den Kraftbedarf bei diesem Stauchen, vgl. Abbildung 6.14.

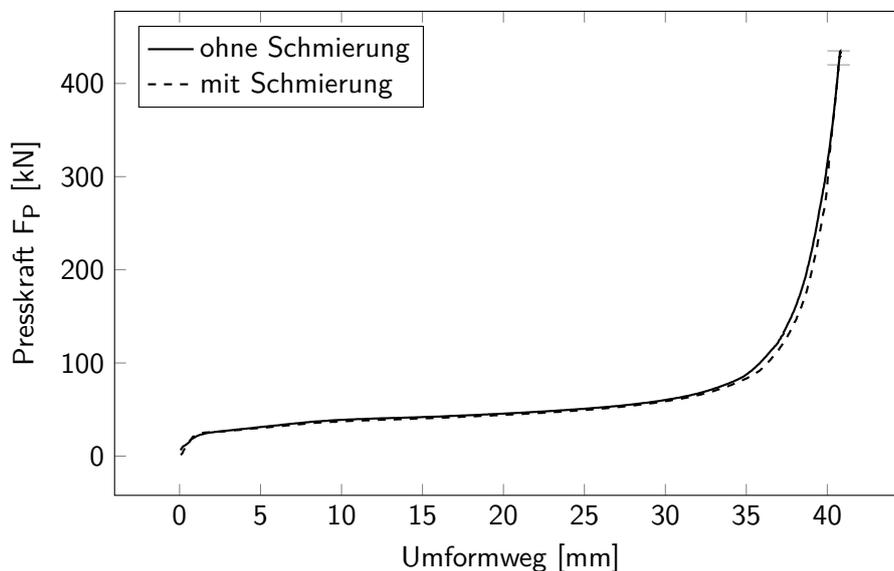


Abb. 6.14: Einfluss des tribologischen Systems auf die Presskraft, Stauchen, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4\text{ mm}$, $\varphi_v = 1,55$

Der quantitative Unterschied beträgt nur 11 kN (ca. 2,5 %), was als nicht signifikant eingestuft wird. Die Schmierstoffanwendung ist bei diesem Stauchen kein relevanter Einflussfaktor.

In Tabelle 6.4 erfolgt ebenfalls die Gegenüberstellung der Schmierstoffanwendung gegenüber der schmierstofffreien Umformung beim Breiten. Aus den ermittelten geometrischen Kennwerten lässt sich ableiten, dass sich der Werkstofffluss von einer axialen Fließrichtung ($L_{R,m}$) hin zu einer radialen Fließrichtung ($B_{R,m}$) verlagert hat.

Tab. 6.4: Einfluss des tribologischen System (Gleitmo 820) auf das Breiten, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_v = 1,26$

tribologisches System	$d_{R,1}$ [mm]	$L_{R,m}$ [mm]	$B_{R,m}$ [mm]	max. Presskraft [kN]
ohne	6,01	85,21	50,08	936
mit	6,01	83,64	51,31	891

Im Gegensatz zum Stauchen erfolgt beim Breiten keine Begrenzung des Werkstoffflusses durch eine Gesenkgravur, weshalb bei diesem *freien* Schmieden sich der Werkstofffluss somit verschieben kann. Die Presskraft hat sich beim Breiten um ca. 45 kN verringert, was einem Unterschied von ca. 5,0 % entspricht. Die Abbildung 6.15 veranschaulicht den minimalen Unterschied zwischen den Kraftkurven.

Im Vergleich zum Stauchen zeigt sich beim Breiten, dass die Schmierung ein relevanter Einflussfaktor ist. Einerseits erfolgt durch die Schmierung eine quantifizierbare Änderung der Geometrieausbildung und andererseits wird eine Presskraftreduktion von 5,0 % ermittelt.

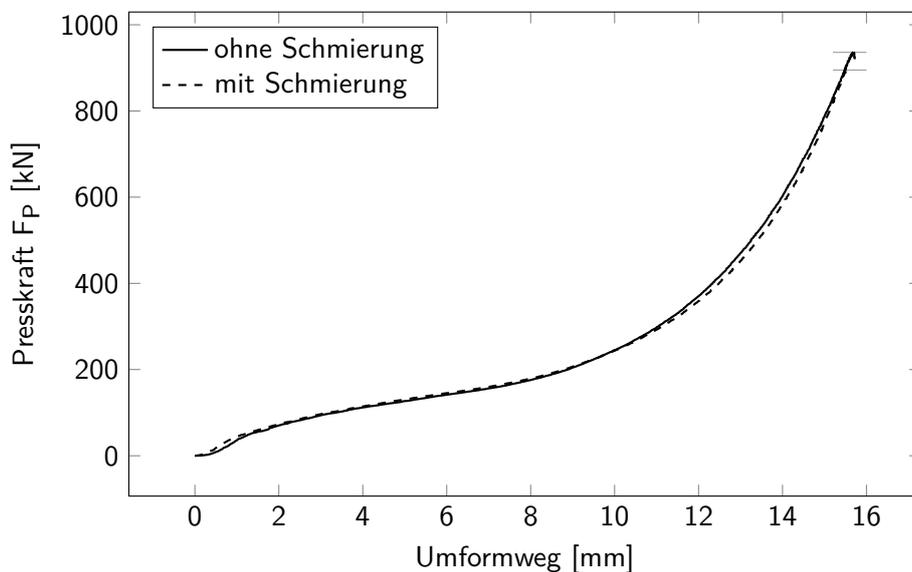


Abb. 6.15: Einfluss der Schmierung auf die Presskraft, Breiten, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$, $\varphi_v = 1,26$

Aufgrund der ermittelten Ergebnisse lassen sich folgende Punkte bezüglich des Einflussfaktor tribologisches Systems zusammenfassen:

6.3 Ausbildung des Magnesiumkerns (Erdnuss-Form)

- Der untersuchte Schmiedeprozess des Stauchens ist hinsichtlich des angewandten Schmierstoffs nicht sensitiv, d.h., aufgrund der Gesenkgravur (geometrische Zwangsbedingung) ergibt sich kein signifikanter Unterschied für die geometrischen Maße. Die Differenz des notwendigen Kraftbedarfs (2,5 %) ist ebenfalls minimal.
- Beim Breiten hat sich die Presskraft stärker reduziert (5,0 %) und die geometrischen Abmaße verlagerten sich von einer axialen hin zur radialen Vorzugsrichtung des Werkstoffflusses, was sich durch ein *freies* Umformen (keine Fließbegrenzung) erklären lässt.
- Eine Schmierung wird beim Stauchen bzw. Umformprozessen mit Gravur trotzdem empfohlen, um der Adhäsionsneigung von Aluminium entgegen zu wirken. Die Adhäsionsneigung des Aluminiums konnte trotz intensiver Schmierung beim Herstellungsprozess der Halbzeuge beobachtet werden und kann aufgrund der analogen Druckspannungen ebenfalls beim Schmieden auftreten.

6.3 Ausbildung des Magnesiumkerns (Erdnuss-Form)

Im Kapitel 4.2.2 wurde bereits auf die Erdnuss-Form und dessen Merkmale eingegangen. Im Folgenden werden die Einflussfaktoren (Tribologie, Gesenktemperatur) hinsichtlich der Ausbildung der Erdnuss-Form basierend auf den experimentellen Daten erläutert. In Abbildung 6.16 ist ein realer Querschnitt einer schematischen Darstellung gegenübergestellt, um die Referenzwerte $s_{Q,m}$ und $s_{Q,r}$ als charakteristische Kenngrößen der Erdnuss-Form einzuführen.

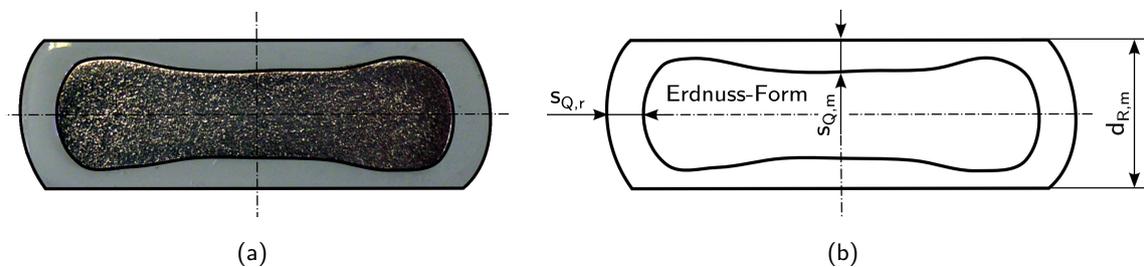


Abb. 6.16: Darstellung der Erdnuss-Form, $d_{R,m} = 9,95$ mm, (a) Aufnahme mit nachgezogener Kontur, (b) schematische Kontur, prinzipielle Erdnussform

Die Tabelle 6.5 zeigt die gemessenen Referenzwerte $s_{Q,m}$ und $s_{Q,r}$ für die Umformwege $s_u = 10$ mm und $s_u = 14$ mm in Abhängigkeit der Gesenktemperatur und des tribologischen Systems.

Tab. 6.5: Abhängigkeit der Erdnussform vom tribologischen System und der Gesenkttemperatur

Nr.	Gesenk-/Umformtemperatur [°C]	$d_{R,m}$ [mm]	$s_{Q,m}$ [mm]	$s_{Q,r}$ [mm]
1	25/300	10,00	2,50	2,52
2	25/300*	10,01	2,45	2,54
3	200/300*	9,95	2,20	2,41
4	25/300	6,01	1,70	2,43
5	25/300*	6,01	1,64	2,41
6	200/300*	5,98	1,27	2,22

* mit Schmierung Gleitmo 820

Die Schmierung hat beim Umformvorgang keinen relevanten Einfluss auf die Ausbildung der Erdnuss-Form, da keine signifikanten Änderungen der Referenzwerte $s_{Q,m}$ und $s_{Q,r}$ vorhanden sind, vgl. Nr.1/2 sowie Nr.4/5. Einzig die Veränderung des Temperaturprofils, in diesem Falle die Temperierung der Gesenke (200 °C statt 25 °C), ergibt eine geringfügige Veränderung der Referenzwerte $s_{Q,m}$ und $s_{Q,r}$, siehe Nr.3 und Nr.6. Der Temperatureinfluss ist darauf zurückzuführen, dass bei untemperierten Gesenken (25 °C) aufgrund des hohen Temperaturgradienten ($\Delta 275$ °C) eine starke lokale Reduktion der Halbzeugtemperatur (Aluminiummantel) zu verzeichnen ist.

Daraus resultiert eine veränderte Fließspannung k_f des mantelseitigen Werkstoffs, wodurch sich die Fließeigenschaften gegenüber dem Kernwerkstoff erheblich ändern können. Für den vorliegenden Fall bedeutet dies, dass im mittigen Bereich der Versuchsprobe der Aluminiummantel aufdickt. Der Aluminiumfluss wird in Breitenrichtung temperaturbedingt gehemmt, weil die Fließspannungsdifferenz der Verbundwerkstoffe sehr hoch ist und sich dadurch die markante Erdnuss-Form ausbildet.

Durch die Erhöhung der Gesenkttemperatur verringert sich der Temperaturgradient ($\Delta 100$ °C) zwischen Werkstück und Werkzeug, was die Fließeigenschaften des Aluminiums verbessert, die Fließspannungsdifferenz der Verbundwerkstoffe reduziert und somit relativiert sich das Erscheinungsbild der Erdnuss-Form. Je kleiner die lokale Fließspannungsdifferenz der Verbundwerkstoffe während des Umformungsvorgangs ist, desto kleiner werden die Referenzwert $s_{Q,m}$ sowie $s_{Q,r}$ und die Erdnuss-Form erscheint weniger ausgeprägt. Abschließend lassen sich folgende Punkte hinsichtlich der Beeinflussung der Erdnuss-Form zusammenfassen:

- Die Analyse hat gezeigt, dass eine Beeinflussung der Erdnuss-Form durch die Anwendung eines Schmierstoffs nicht verbessert werden kann. Die Erdnuss-Form ist unabhängig von der Reibpaarung Mantelwerkstoff/Gesenk, sondern vielmehr von der inneren Reibung (Mantel/Kern) und dem temperaturabhängigen Fließspannungsverhältnis.
- Die Reduktion des Temperaturgradienten zwischen Werkstück und Werkzeug reduzierte im gleichen Maße die Fließspannungsdifferenz der Verbundwerkstoffe, was letztendlich die Referenzwerte $s_{Q,m}$ und $s_{Q,r}$ verringerte.

- Im Allgemeinen ist festzustellen, dass eine derartige Erdnuss-Form als ungünstig zu bewerten ist, da eine unplanmäßige Ausbildung der Erdnuss-Form in komplexeren Folgeprozessen resultiert. Jedoch lässt sich die Erdnuss-Form auch gezielt ausnutzen, wenn dies bereits in der Auslegungsphase des Bauteils berücksichtigt wird. Dadurch ergeben sich Möglichkeiten, funktionsangepasste Bauteile mit lokal unterschiedlicher Werkstoffverteilung zu realisieren.

6.4 Schädigungsdarstellung Magnesiumkern

Im numerischen Modell erfolgt die Berücksichtigung der stirnseitigen Schädigung des Magnesiumkerns mit dem etablierten Schädigungsmodell von Cockcroft und Latham, vgl. Kap. 5.3.7. Zur besseren Abbildbarkeit der Schädigung wird eine lokale Vernetzungsbox verwendet, um den stirnseitigen Bereich feiner zu diskretisieren. Die Elementkantenlänge in diesem Bereich beträgt 0,2 mm, was einem Viertel der Standardelementkantenlänge entspricht. In Abbildung 6.17 ist die stirnseitige Schädigung des Magnesiumkerns nochmals dargestellt.

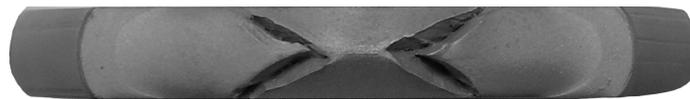


Abb. 6.17: Stirnseitige Schädigung des Magnesiumkerns beim Breiten, $T_{U\text{mform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$ und $s_u = 14,0\text{ mm}$

Bei Betrachtung des Simulationsergebnisses ist der stirnseitige Schädigungsbereich deutlich sichtbar, siehe Abb. 6.18(a). Die Schädigungsdarstellung korreliert hinsichtlich der Schädigungslokalisierung gut mit den experimentellen Beobachtungen, jedoch entspricht die Darstellungsform (Rechteck \neq Kreuzform) nicht der Realität. In der Abbildung 6.18 ist dem Schädigungsmodell von Cockcroft und Latham das selbst entwickelte Versagenskriterium gegenübergestellt.

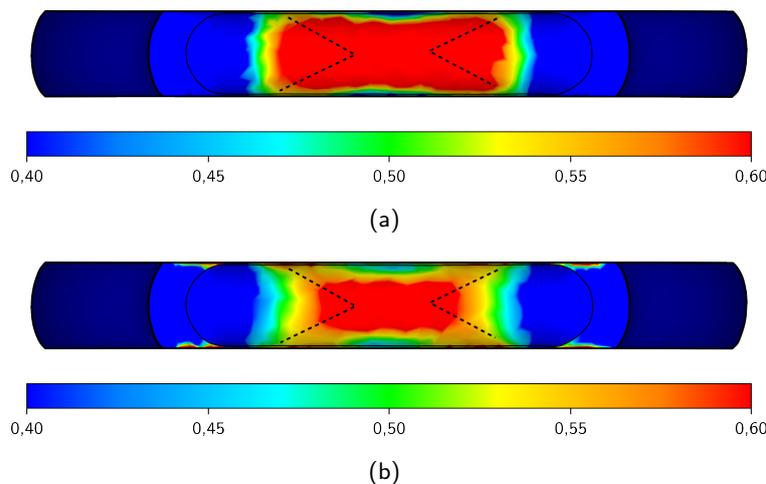


Abb. 6.18: Gegenüberstellung der Falschfarbendarstellung der untersuchten Schädigungsmodelle mit schematisch dargestellten Riss, (a) Cockcroft und Latham, (b) Feuerhack

Der Schädigungsbereich wird ebenfalls korrekt lokalisiert, wobei die Kreuzform qualitativ etwas besser dargestellt wird. Der rechteckige Bereich in der Probenmitte ist deutlich kleiner und der Schädigungsverlauf erfolgt von der Probenmitte aus betrachtet v-förmig in Breitenrichtung. Dennoch ist die Schädigungsdarstellung im numerischen Modell gegenüber dem realen Schädigungsbild nicht zufriedenstellend. Beide Schädigungsmodelle lokalisieren den korrekten Schädigungsbereich, aber die geometrische Abbildung der Schädigung konnte nicht erzielt werden.

Aus den Erläuterungen lässt sich abschließend für die numerische Analyse der stirnseitigen Schädigung des Magnesiumkerns zusammenfassen:

- Beide Schädigungskriterien, d.h. Cockcroft und Latham sowie das selbst entwickelte Versagenskriterium, lokalisieren den korrekten Bereich der Schädigung. Dadurch ist es möglich, qualitativ die gefährdeten Bereiche zu ermitteln.
- Die geometrische Abbildung der Schädigung (Kreuzform) konnte mit beiden Schädigungsmodellen nicht erreicht werden, was insgesamt unbefriedigend ist. Qualitativ ist die Darstellung der Schädigung durch das selbst entwickelte Schädigungsmodell, gegenüber Cockcroft und Latham, besser.
- Die Anwendung von mikroskopischen Schädigungsmodellen (u.a. Oyane, Rice und Tracy, McClintock) kann in weiterführenden Untersuchungen zielführend sein. Dafür werden spezifische werkstoffabhängige Modellparameter benötigt, um diese Schädigungsmodelle anwenden zu können. Durch derartige Untersuchungen kann möglicherweise die geometrische Schädigungsdarstellung im numerischen FE-System verbessert werden.

6.5 Einflussfaktor Werkstoffdaten

Beim Schmiedeprozess des Steigens konnte eine Diskrepanz hinsichtlich der Querschnittsdarstellung zwischen Experiment und Simulation festgestellt werden. Des Weiteren wurde eine axiale Vorzugsrichtung des Materialflusses in der Simulation bei allen Schmiedeprozessen identifiziert. In diesem Abschnitt wird auf Basis einer Fließkurvenmodifikation deren Auswirkung auf die Geometrie- sowie Querschnittsausbildung auf Basis des Schmiedeprozesses des Steigens beschrieben.

Durch die Variation der werkstoffspezifischen Konstante A im Spittelmodell erfolgt die Modifikation der Fließspannung, ohne den charakteristischen Verlauf der Fließkurve (Verfestigungsverhalten) an sich zu verändern. Die Abbildungen 6.19 und 6.20 zeigen eine $\pm 20\%$ ige Variation der Konstante A für beide Werkstoffe, was letztendlich in einer Fließspannungsdifferenz von ca. $\Delta 30$ MPa resultiert. Die so modifizierten Fließkurven werden systematisch miteinander kombiniert (bspw. Al +20 % / Mg -20 %), um somit das Erscheinungsbild des Querschnitts beim Steigen positiv zu beeinflussen.

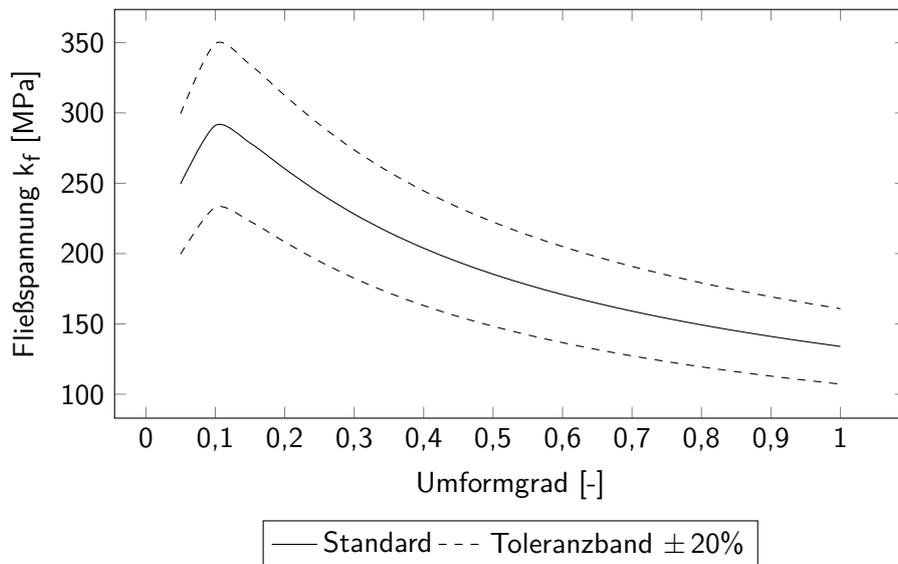


Abb. 6.19: AZ31, Schwankungsbereich für Fließkurveneinfluss auf Simulationsergebnisse, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, 15 s^{-1}

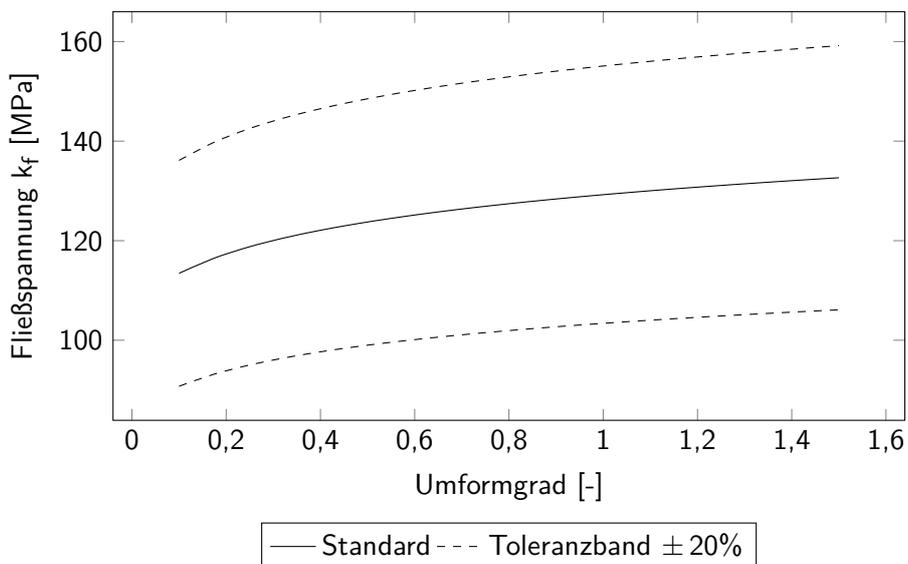


Abb. 6.20: AlMgSi1, Schwankungsbereich für Fließkurveneinfluss auf Simulationsergebnisse, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, 15 s^{-1}

In Abbildung 6.21 ist die bestmögliche Übereinstimmung hinsichtlich der erzielten Querschnitts- und Geometriebildung dargestellt. Dabei wurde die Aluminiumfließkurve um 20 % erhöht und die Magnesiumfließkurve um 20 % reduziert. Es wird deutlich, dass der Magnesiumkern in den Gratbereich hineinfließt und somit den experimentellen Ergebnissen besser entspricht, vgl. Abb. 6.21(b) und Abb. 6.21(c).

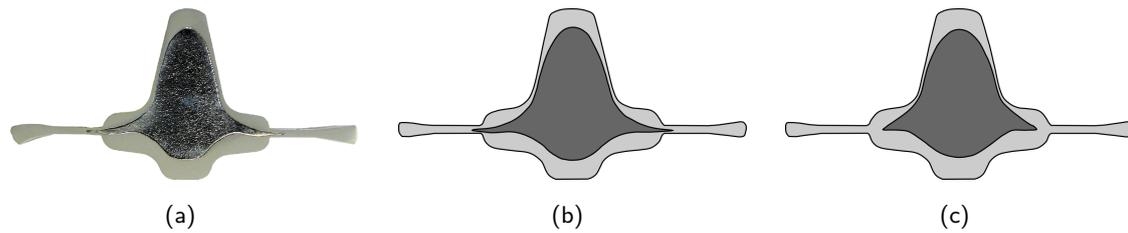


Abb. 6.21: Querschnittsdarstellung Schmiedeprozess Steigen, (a) Querschnitt einer Versuchsprobe, (b) Simulationsergebnis mit modifizierten Werkstoffdaten, (c) Simulationsergebnis mit Standardwerkstoffdaten

Die Tabelle 6.6 veranschaulicht die geometrischen Kenngrößen, die Presskraft sowie die Temperatur. Die Veränderung hinsichtlich der geometrischen Aspekte ist minimal und als nicht signifikant einzustufen. Eine Veränderung bezüglich der axialen Vorzugsrichtung ist nicht zu erkennen, was sich letztendlich ebenfalls durch die unterbewertete Gesamtbreite widerspiegelt. Die Erhöhung der Probenhöhe ist als positiv zu bewerten, jedoch kann die experimentell ermittelte Probenhöhe nicht erreicht werden. Die Presskraft erhöht sich geringfügig, liegt damit aber weiterhin über dem experimentell ermittelten Niveau.

Tab. 6.6: Vergleich der Kenngrößen für Standardwerkstoffdaten und modifizierten Werkstoffdaten beim Steigen, $T_{Umform} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{Gesenk} = 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Merkmale	Kennung	Standardwerkstoff	-20%-Al,+20%-Mg	Experiment
Gesamtbreite [mm]	$B_{St,m}$	42,70	42,61	45,21
Probenlänge [mm]	$L_{St,m}$	55,46	55,35	54,59
Probenhöhe [mm]	$H_{St,1}$	21,09	21,29	22,33
Gratstärke [mm]	$G_{St,1}$	1,00	1,00	1,00
max. Presskraft [kN]	F_P	471	481	445
Temperatur [$^{\circ}\text{C}$]	T	293	304	305

Diese Methodik wurde bei den anderen Schmiedeprozessen wiederholt, ohne eine signifikante Veränderung der axialen Vorzugsrichtung bzw. genauere geometrische Abbildung im Allgemeinen und speziell im Querschnitt zu erzielen. Zusammenfassend ergeben sich daraus folgende Erkenntnisse für den Einflussfaktor Werkstoffdaten:

- Die Fließkurvendaten beeinflussen maßgeblich den Werkstofffluss im Kontaktbereich zwischen dem Aluminiummantel und Magnesiumkern. Durch die Wertstoffdatenmodifikation konnte eine bessere Übereinstimmung zwischen der Simulation und der Realität erreicht werden.
- Die Modifikation der Fließkurvendaten besitzt gegenüber den globalen Formänderungen (Länge, Höhe, Breite) keinen Einfluss.

- Diese zwei Erkenntnisse lassen sich letztendlich auf einen Faktor, nämlich die Grenzschicht, zurückführen. Die intermetallischen Phasen β -Al-Mg sowie γ -Al-Mg besitzen jeweils spezifische Werkstoffeigenschaften (bspw. Festigkeiten), welche zusätzlich noch temperatur- und lastabhängig sind. Da auf die Darstellung der Grenzschicht als deformierbares Objekt verzichtet werden musste, entfallen auch die Wechselwirkungen zwischen den Verbundwerkstoffen und den intermetallischen Phasen. Die Modellierung der Grenzschicht ist jedoch nach heutigem Stand der Technik, aufgrund der im Kapitel 5.3.8 genannten Gründe nicht sinnvoll realisierbar.

6.6 Belastungsabhängiges Formänderungsvermögen mit einer Fragmentierung der intermetallischen Phasen

Während der experimentellen Untersuchungen wurde festgestellt, dass der hybride Al-Mg-Verbund, bezüglich der Grenzschichtstabilität, eine belastungsabhängige Umformbarkeit aufweist. Zum einem lässt sich die Belastungsabhängigkeit einteilen nach:

- Stauchen (axiale Belastungsrichtung) → schädigungsfrei
- Breiten, Steigen (radiale Belastungsrichtung) → partiell bzw. vollständig geschädigt

Die Schädigung der Grenzschicht trat unabhängig von den definierten Prozessparametern auf, d.h. das tribologische System sowie das Temperaturregime hatten keinen Einfluss auf die Grenzschichtfragmentierung und konnten diese letztendlich nicht verhindern.

Im Folgenden werden die Grenzschichtschädigung, insbesondere der Fragmentierungsmechanismus und dessen Charakteristika näher erläutert. Die Beschreibung erfolgt auf Basis des Breiten, da dort die phänomenologischen Erscheinungen sehr deutlich hervortraten.

6.6.1 Schädigungsinitiierung

Zur Ermittlung des Schädigungsbeginns wurden Stufensetzversuche beim Schmiedeprozess Breiten durchgeführt, um möglichst den genauen Zeitpunkt des Grenzschichtversagens zu bestimmen, vgl. Kapitel 4.1.3. In Abbildung 6.22 sind die Stufensetzversuche schematisch dargestellt. Die Experimente wurden mit Schmierung und temperierten Werkzeugen ausgeführt und mithilfe der metallografischen Methoden (Lichtmikroskopie) erfolgte die Bewertung der einzelnen Stufen, um somit die Schädigungsinitiierung zu bestimmen.

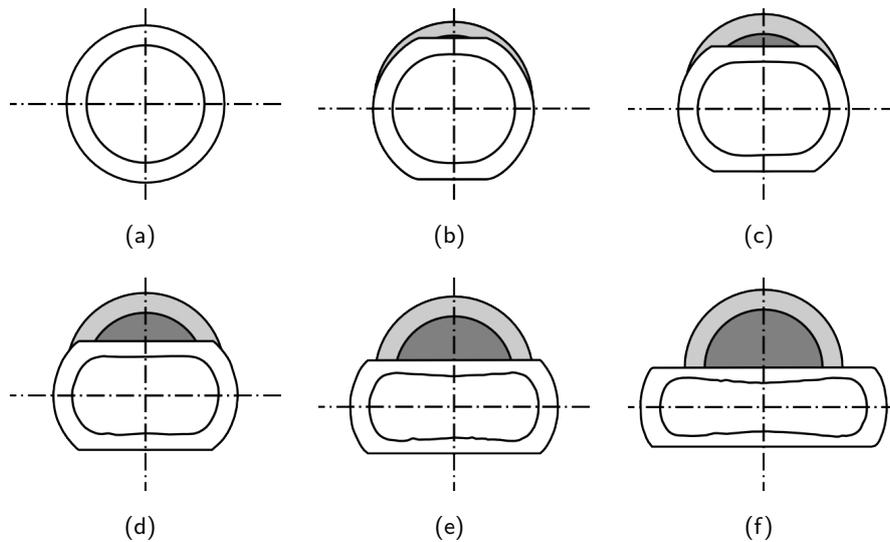


Abb. 6.22: Stufensetzversuch zur Ermittlung der Schädigungsinitiierung, (a) Ausgangszustand, (b) $s_u = 2$ mm, (c) $s_u = 4$ mm, (d) $s_u = 6$ mm, (e) $s_u = 8$ mm, (f) $s_u = 10$ mm

Das Auftreten der Schädigung konnte direkt mit dem Beginn der Setzversuche, d.h., bereits beim Umformweg von 2 mm bestimmt werden. Dieser Wert entspricht einem reibungsfreien analytischen Vergleichsumformgrad $\varphi_{v,a}$ von ca. 0,1, was als äußerst gering einzustufen ist. Die Abbildung 6.23 zeigt die metallografische Aufnahme des Stufensetzversuches bei $s_u = 2$ mm. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Grenzschicht bereits in einzelne Fragmente zerbrochen ist.

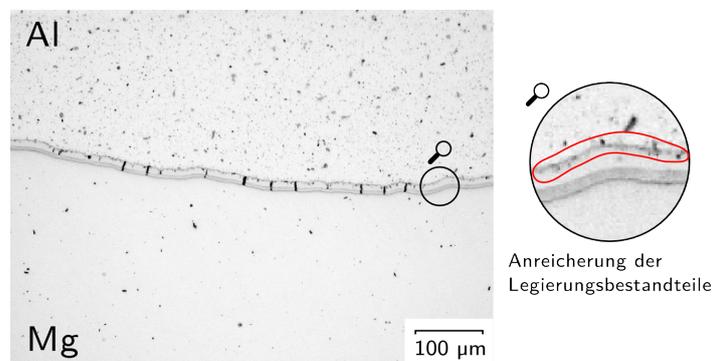


Abb. 6.23: Darstellung der Schädigung beim Umformweg s_u von 2 mm; Bildquelle [80]

Der Grad der Fragmentierung ist an sich gering, jedoch für die Höhe des Vergleichsumformgrads $\varphi_{v,a}$ von ca. 0,1, erstaunlich hoch. Die Größe der Fragmente, d.h., die Fragmentlänge L_F variiert von 50-350 μm . Die Verteilung der Bruchstücke ist unspezifisch und folgt keinem spezifischen Schema, d.h., es konnten keine lokal erkennbaren Indikatoren ermittelt werden. Die Anreicherungen (siehe Detail) der Legierungsbestandteile entlang der β -Al-Mg-Phase, können als Ursache ausgeschlossen werden, da die Risse willkürlich in diesen Bereich beginnen.

Aufgrund der Anzahl der Fragmente sowie der Breite der einzelnen Risse ist davon auszugehen, dass die Grenzschichtschädigung direkt mit der initialen Belastung erfolgt. Die Ursache dafür

6.6.1 Schädigungsinitiierung

lässt sich auf die Mikrostruktur der Grenzschicht zurückführen. In der Abbildung 6.24 ist die Gefügestruktur der intermetallischen Phasen mithilfe einer IQ-Map, EBSD Phasen-Map sowie IPF-Map dargestellt, vgl. Kap. 3.6.2. Es zeigt sich, dass beide intermetallischen Phasen eine längliche stangenförmige (stängelige) Gefügestruktur besitzen. In der Literatur (vor allem bei gewalzten Halbzeugen, vgl. Radetic u. a. [88]) wird oftmals von *Pancake-Struktur* gesprochen, diese Begrifflichkeit lässt sich auf den hier vorliegenden Fall durchaus übertragen.

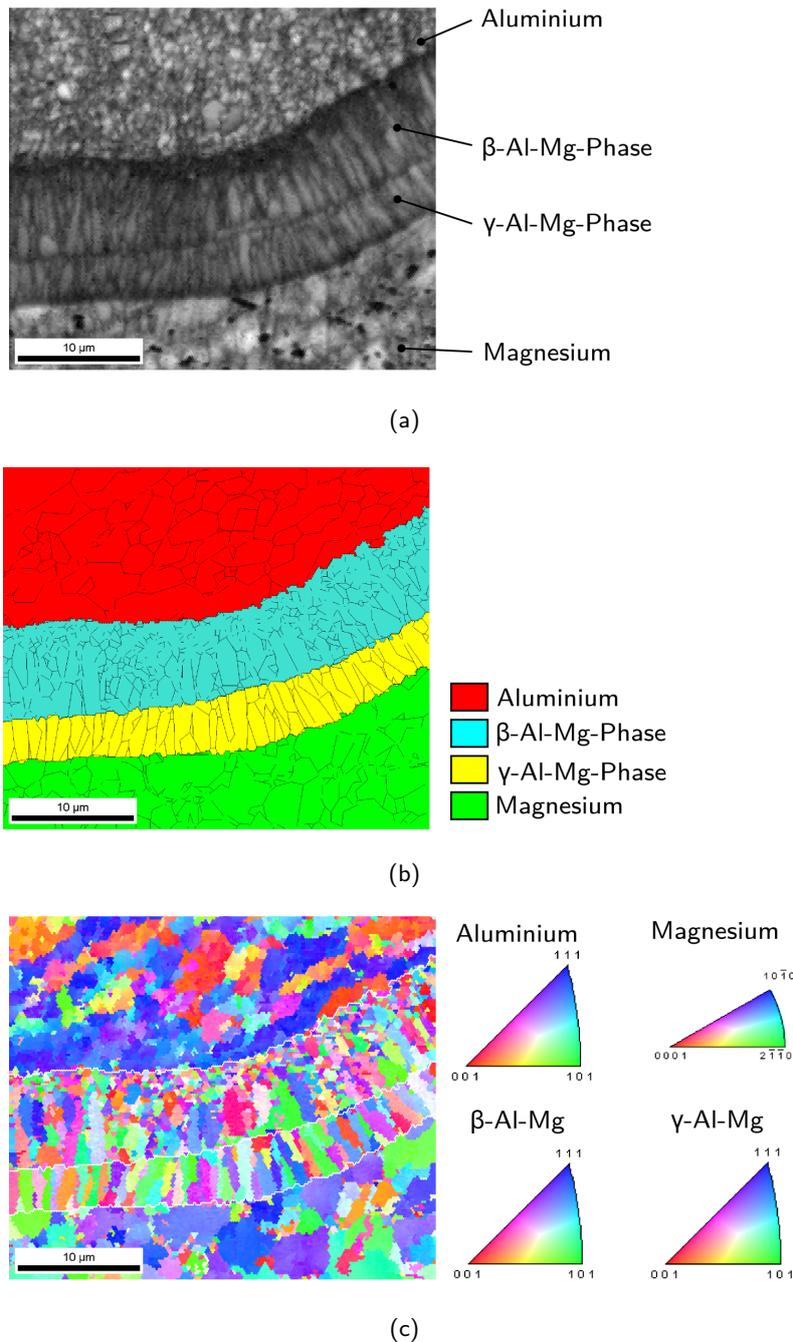


Abb. 6.24: Darstellung des Gefüges bei $s_u = 4 \text{ mm}$, (a) Kikuchimuster IQ-Map, (c) EBSD Phasen-Map, (b) IPF-Map; Bildquelle [80]

Aufgrund der spezifischen Materialeigenschaften der jeweiligen intermetallischen Phasen ist jeweils ein unterschiedliches Formänderungsvermögen vorhanden. Im Falle der β -Al-Mg-Phase führt die stängelige Gefügestruktur zu einer Kerbwirkung, an denen Spannungsspitzen entstehen, welche die Schädigung initiieren und anschließend der Riss entlang der Gefügestruktur voranschreitet. Die Abbildung 6.25 repräsentiert die typische Schädigungsinitiierung der primären Grenzschicht, welche grundsätzlich immer in drei Phasen abläuft.

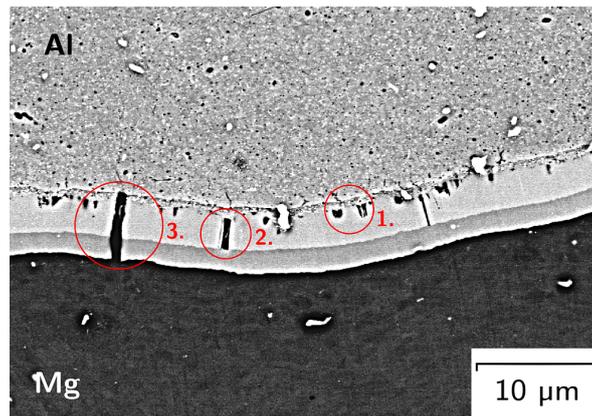


Abb. 6.25: REM-Aufnahme, Darstellung der Schädigungsinitiierung bei s_u von 4,0 mm; Bildquelle [80]

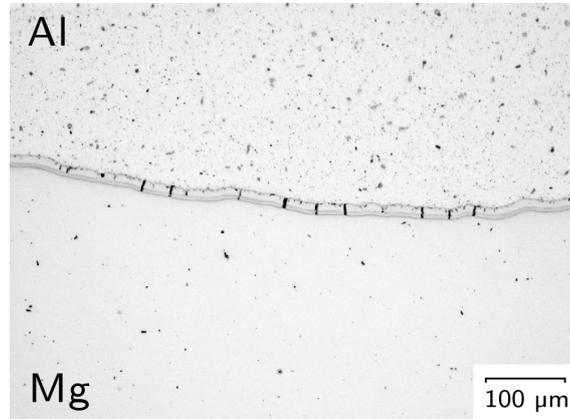
1. **Schädigungsbeginn** – Der Schädigungsbeginn erfolgt stets aluminiumseitig in der β -Al-Mg-Phase, da die Belastung von außen über den Aluminiummantel eingeleitet wird. Dietrich u. a. [31] beschrieben bereits, dass die spröden intermetallischen Phasen früher versagen, als die Grundwerkstoffe, was die Abbildung 6.25 direkt bestätigt. In Abhängigkeit der Belastung schreitet die Schädigung entlang der Korngrenzen der β -Al-Mg-Phase voran.
2. **Partieller Phasenriss** – Die β -Al-Mg-Phase ist komplett bis zur γ -Al-Mg-Phase gerissen. Aufgrund der logarithmischen Dehnungen bzw. Spannungen wird die Grenzschicht plastisch verformt, was letztendlich zum vollständigen Versagen der primären Grenzschicht führt. Wenn die Festigkeit der γ -Al-Mg-Phase überschritten wird, d.h. die Duktilität der intermetallischen Phasen erschöpft ist, dann erfolgt der komplette Durchbruch.
3. **Durchbruch** – Die intermetallischen Phasen sind vollständig zerbrochen und die Grenzschicht wurde fragmentiert. Dieser Vorgang verläuft simultan, belastungsabhängig und lokalisiert entlang der primären Grenzschicht ab.

Die weiteren Vorgänge hinsichtlich Schädigungsfortschritt, Fragmentverdrehung und -klassifizierung werden im folgenden Abschnitt näher erörtert.

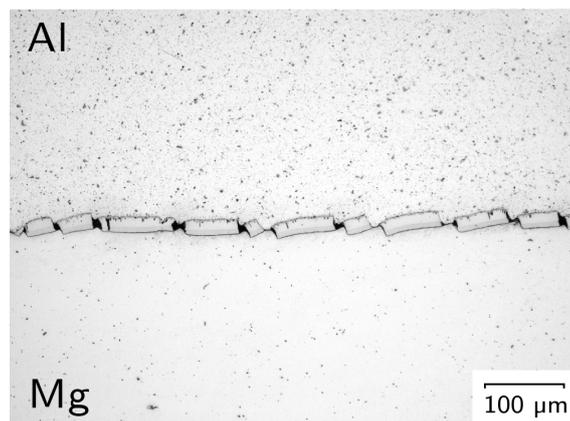
6.6.2 Schädigungsfortschritt

Der Schädigungsfortschritt konnte ebenfalls anhand der Stufensetzversuche nachvollzogen werden. In der Abbildung 6.26 sind die Umformwege 2 mm, 10 mm sowie 14 mm dargestellt, um

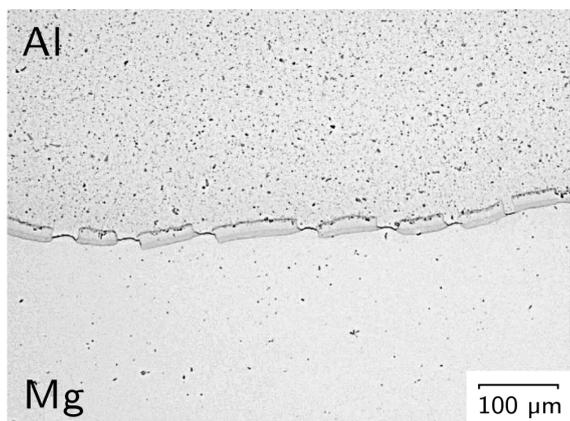
den Schädigungsfortschritt zu verdeutlichen. Es ist deutlich zu erkennen, wie die Fragmentierung voranschreitet, die Fragmente auseinanderdriften und die Zwischenräume sich geschlossen haben.



(a)



(b)



(c)

Abb. 6.26: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Schädigungsfortschrittes in der Probenmitte, (a) $s_u = 2$ mm, (b) $s_u = 10$ mm, (c) $s_u = 14$ mm; Bildquelle [80]

Durch das Zerschneiden der primären Grenzschicht treffen während des Umformungsvorgangs die reinen Verbundwerkstoffe aufeinander und umschließen die Fragmente, siehe Abb. 6.27(a). Es kommt zur Verschweißung sowie zu langsamen Diffusionsprozessen (kleine Diffusionskoeffizienten von Al und Mg), welche die sekundäre Grenzschicht ausbilden, vgl. 6.27. Diese sehr schmale ($0,5-1,5 \mu\text{m}$) neue Grenzschicht besteht ausschließlich aus der γ -Al-Mg-Phase, was durch werkstoffkundliche Analysen (u.a. EBSD, EDX) bestätigt wurde.

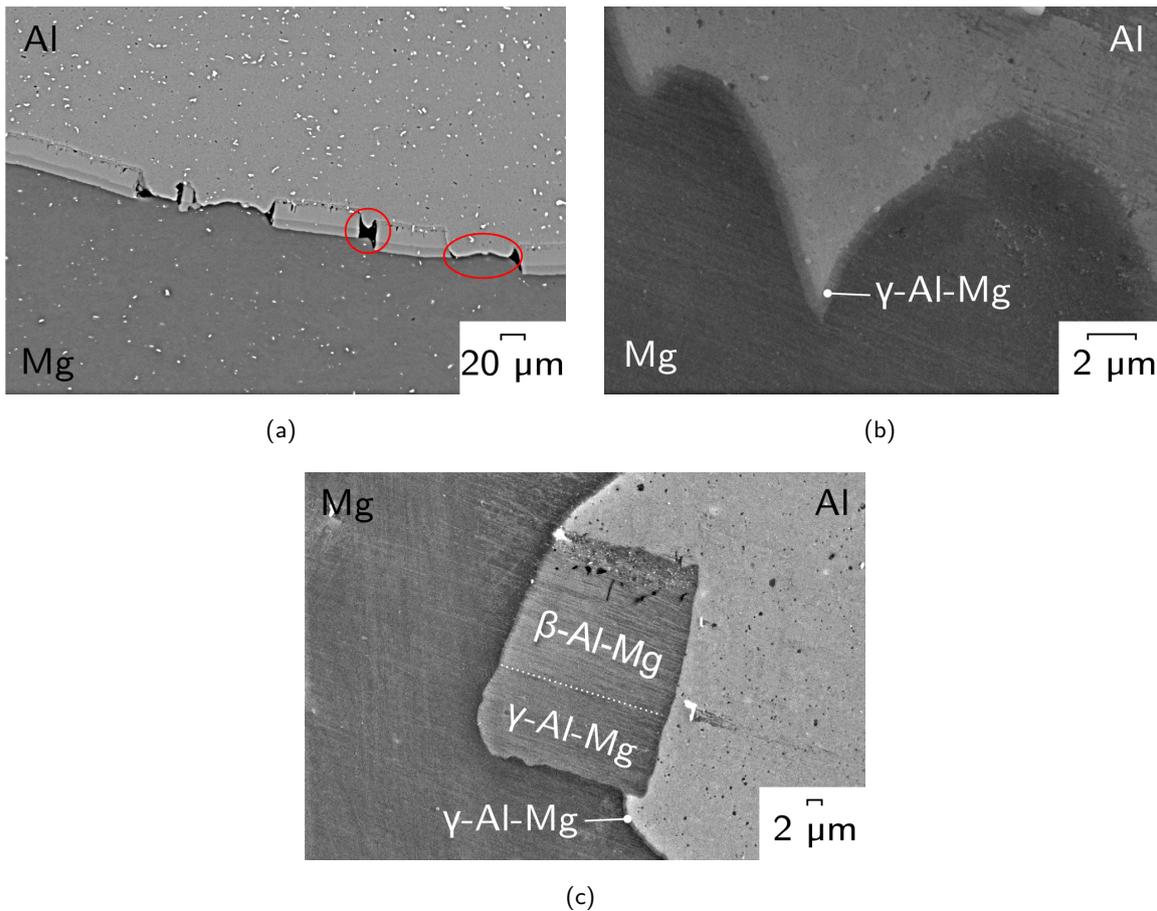


Abb. 6.27: REM-Aufnahmen, (a) Verschweißung der reinen Verbundwerkstoffe und Initiierung des Diffusionsprozesses, (b) sekundäre Grenzschicht (γ -Al-Mg-Phase), (c) Fragment, γ -Al-Mg-Phase; Bildquelle [80]

Dieses Phänomen konnte bei sämtlichen Schmiedeprozessen festgestellt werden, bei denen eine Fragmentierung der primären Grenzschicht auftrat. In der Abbildung 6.28 ist das Phasendiagramm für Magnesium-Aluminium dargestellt, um die Phasenausbildung der Knetlegierungen (graue Bereiche) zu verdeutlichen [55]. Für die Magnesiumlegierung AZ31 (Al-Anteil bei max. 3,5%) erfolgt während des Abkühlvorgangs bereits im Temperaturbereich um $200 \text{ }^\circ\text{C}$ die Ausbildung des Mischkristalls $\text{Mg} + \gamma$. Somit erfolgt die Ausscheidung des Magnesiummischkristalls frühzeitig während des Abkühlungsvorgangs als der Mischkristall $\text{Al} + \beta$ der Aluminiumknetlegierung AlMgSi1 (ab ca. $140 \text{ }^\circ\text{C}$), vgl. Abb. 6.28.

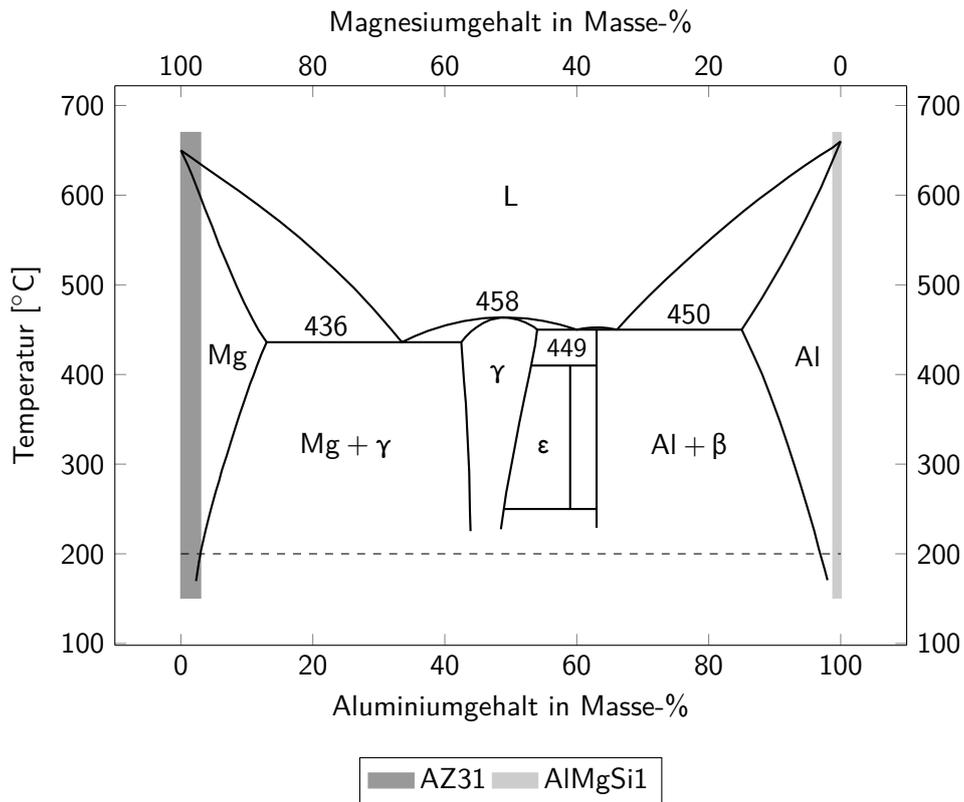
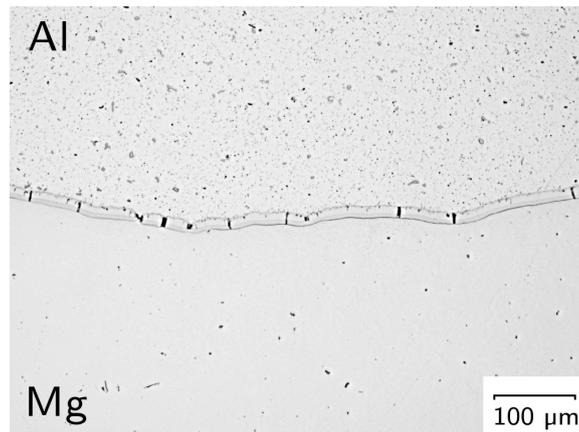


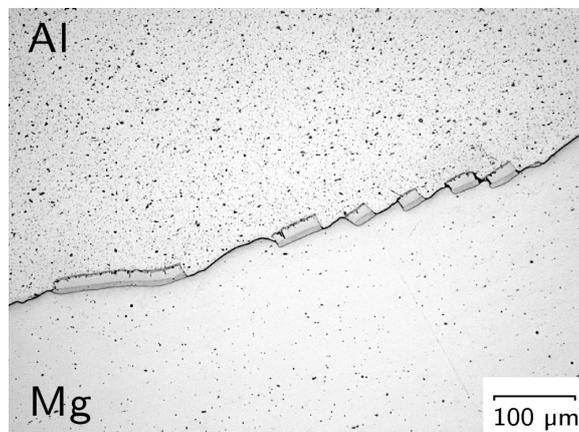
Abb. 6.28: Phasendiagramm Magnesium-Aluminium nach Kammer [55].

Aufgrund der hohen lokalen Konzentration vom Aluminium (Mantelwerkstoff) kommt es entlang der neu entstandenen Kontaktstellen zur Ausscheidung der γ -Al-Mg-Phase als dünnes Band, was letztendlich der sekundären Grenzschicht entspricht. Die geringe Dicke des γ -Bandes beruht auf der kurzen Abkühldauer sowie dem geringen Anteil des gelösten Aluminiums. Die Knetlegierungen verbleiben im Lösungsungleichgewicht, weshalb die γ -Al-Mg-Phase als Band erhalten bleibt.

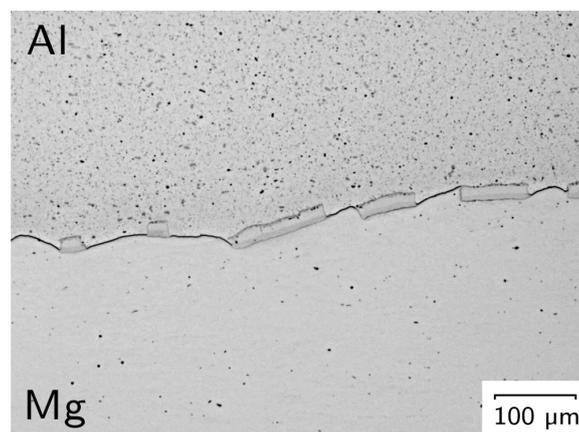
Die Abkühlung der Versuchsproben erfolgte ohne eine nachgeschaltete gezielte Wärmebehandlung (Abschrecken bzw. Warmauslagerung), d.h., die Proben kühlten innerhalb weniger Minuten (< 15 Min.) auf Raumtemperatur ab. Aufgrund dieser Randbedingungen sowie des sehr geringen Magnesiumanteils (< 1,2%) im AlMgSi1 konnte sich die β -Phase nicht als Band ausscheiden, was die metallografischen Analysen bestätigen. Stattdessen liegt der Al + β -Mischkristall vor. Die Abbildung 6.29 zeigt nochmals die Übergangszone (vgl. Zone II 4.13) der radial umgeformten Probe, was die bisher beschriebenen phänomenologischen Erscheinungen bestätigen.



(a)



(b)



(c)

Abb. 6.29: Lichtmikroskopische Aufnahmen, Schädigungsfortschritt in der Übergangzone, (a) $s_u = 2$ mm, (b) $s_u = 10$ mm, (c) $s_u = 14$ mm; Bildquelle [80]

Beim Umformweg von 14 mm konnten keine weiteren Anrisse bzw. Teilanrisse innerhalb der Fragmente ermittelt werden. Der Fragmentierungsprozess war beendet, d.h., die Hohlräume zwi-

schen den einzelnen Fragmenten der primären Grenzschicht waren geschlossen und die sekundäre Grenzschicht war bereits ausgebildet, was somit den stoffschlüssigen Verbund gewährleistet. Zusammenfassend wird in Abbildung 6.30 der Schädigungsfortschritt über den Umformweg schematisch dargestellt.

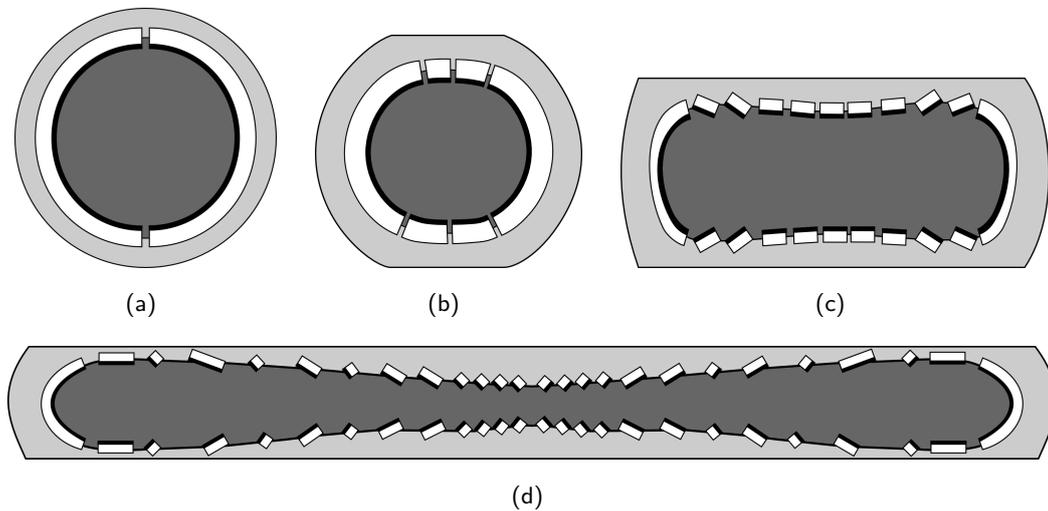
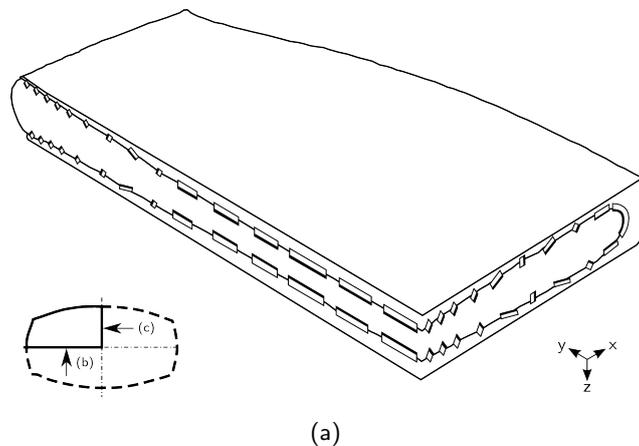


Abb. 6.30: Schematische Darstellung des Schädigungsfortschrittes, (a) Schädigungsinitiierung, (b) $s_u = 2 \text{ mm}$, (c) $s_u = 6 \text{ mm}$, (d) $s_u = 14 \text{ mm}$; Bildquelle [80]

6.6.3 Fragmentklassifizierung

Neben der Schädigungsinitiierung und dem Schädigungsfortschritt erfolgt zusätzlich eine Klassifizierung der Fragmente. Die Erläuterung der Klassifizierung wird dabei beispielhaft beim Breiten mit dem Umformweg von 14 mm durchgeführt. Die Abbildung 6.31 veranschaulicht den Längs- und Querschnitt einer derartigen umgeformten Probe mit der schematisch dargestellten Grenzschicht. Der Grad der Fragmentierung ist in Querrichtung deutlich höher, als in der entsprechenden Längsrichtung, was den experimentellen sowie numerischen Analysen entspricht.



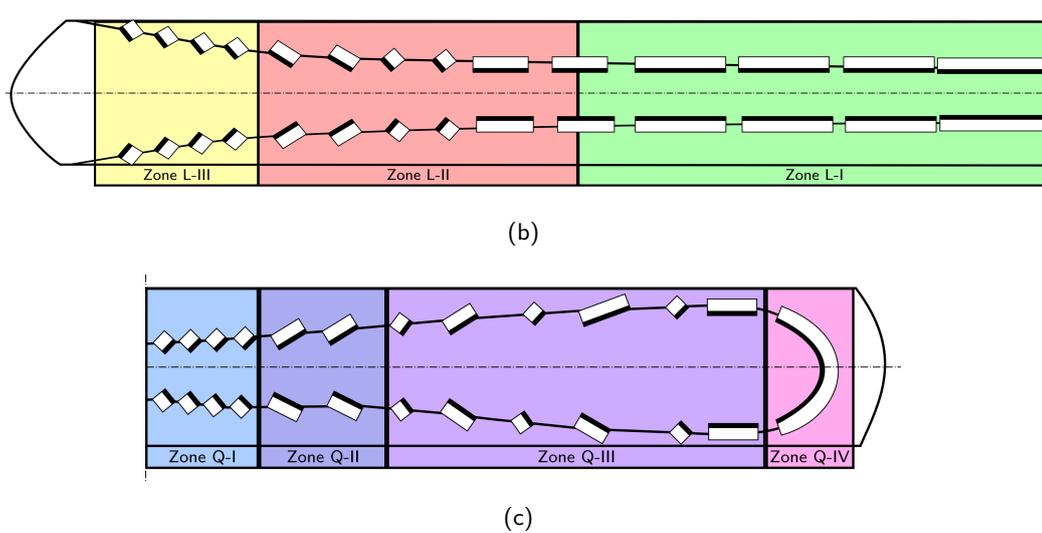


Abb. 6.31: Klassifizierung exemplarisch beim Breiten dargestellt, Umformweg von $s_u = 14$ mm, (a) Isometrische Darstellung, (b) Längsschnittdarstellung, (c) Querschnittdarstellung

In Längsrichtung lassen sich drei prägnante Zonen ableiten, welche folgende spezifischen Merkmale aufweisen, vgl. Abb. 6.32(b).

- **Zone L-I** – Fragmente sehr lang ($L_F > 200 \mu\text{m}$), kurzer Abstand ($< 10 \mu\text{m}$), keine Verdrehung vorhanden.
- **Zone L-II** – Fragmente unterschiedlicher Länge (L_F ca. 40-100 μm), Abstand (ca. 20-80 μm) variiert stark, Verdrehung ($\alpha_F \approx 5-45^\circ$) abhängig von Fragmentlänge
- **Zone L-III** – sehr kleine Fragmente ($L_F < 20 \mu\text{m}$), kurzer Abstand (ca. 20 μm), sehr ausgeprägte Verdrehung ($\alpha_F > 45^\circ$)

Im Gegensatz dazu zeigt der Querschnitt ein gänzlich anderes Erscheinungsbild. Dort ergaben sich folgende vier charakteristische Zonen (vgl. Abb. 6.32(c)):

- **Zone Q-I** – kleine Fragmente ($L_F < 20 \mu\text{m}$), sehr kurze Abstände ($< 15 \mu\text{m}$), stark ausgeprägte Verdrehung ($\alpha_F > 45^\circ$)
- **Zone Q-II** – Fragmente mittlerer Länge (L_F ca. 40-80 μm), konstanter Abstand ($< 30 \mu\text{m}$), geringe Verdrehung ($\alpha_F < 15^\circ$)
- **Zone Q-III** – sehr kleine Fragmente ($L_F < 15 \mu\text{m}$) und Fragmente mit mittlerer Länge ($L_F < 30-60 \mu\text{m}$), Abstände sehr groß (ca. 150-300 μm)
- **Zone Q-IV** – intakte Grenzschicht, keine Schädigung ersichtlich, keine Grenzschichtausdünnung nachweisbar.

Aus den beobachteten Phänomenen lassen sich vier grundlegende Stufen der Fragmentierung ableiten:

1. **Bruch** – Die Grenzschicht zerbricht partiell in einzelne Fragmente, wobei die Fragmente in Anzahl und Größe lokal, gefügeabhängig und zufällig verteilt vorliegen.
2. **Streckung** – Die Fragmente driften, aufgrund lokaler Streckungen und einwirkender Schubspannung auseinander, wobei die Größe der Fragmentabstände belastungs- und geometrieabhängig ist.
3. **Verdrehung** – Aufgrund von Schubspannungsdifferenzen zwischen den Verbundwerkstoffen kommt es lokal zur Verdrehung der Fragmente. Der Grad der Verdrehung, d.h., der Verdrehungswinkel ist nur abhängig von den geometrischen Abmessungen des Fragments selbst.
4. **Verschweißung** – Durch die fortschreitende Umformung treffen die reinen Verbundwerkstoffe aufeinander. Es kommt zu Verschweißungen sowie zu langsamen Diffusionsprozessen, was in einer Bildung der γ -Al-Mg-Phase resultiert.

Der exakte Wert, ab *Wann* und vor allem *Wo*, diese Schädigung auftritt lässt sich mit dem abgeleiteten Schädigungskriterium im numerischen Modell visualisieren, siehe Kapitel 5.9.2. Abschließend lässt sich zusammenfassen, dass trotz der belastungsabhängigen Fragmentierung der primären Grenzschicht der stoffschlüssige hybride Al-Mg-Verbund, aufgrund der Ausbildung der sekundären Grenzschicht, erhalten bleibt.

6.6.4 Fragmentverdrehung

Die metallografischen Analysen verdeutlichten die Verdrehung der einzelnen Fragmente. Als ursächliche Kenngröße wird die Schubspannungsdifferenz der Verbundwerkstoffe identifiziert. Die Wechselwirkung zwischen der wirkenden Schubspannung und den Fragmentdimensionen resultiert im Grad der Verdrehung, d.h., die vorhandene Schubspannung verursacht die Verdrehung und die Fragmentgröße begrenzt die Verdrehung. Die Verdrehung ist durch den Verdrehwinkel α_F gekennzeichnet. In Abbildung 6.32 sind die Kenngrößen Fragmentlänge L_F , Grenzschichtdicke D_F sowie die Verdrehung unterschiedlicher Fragmentlängen exemplarisch dargestellt.

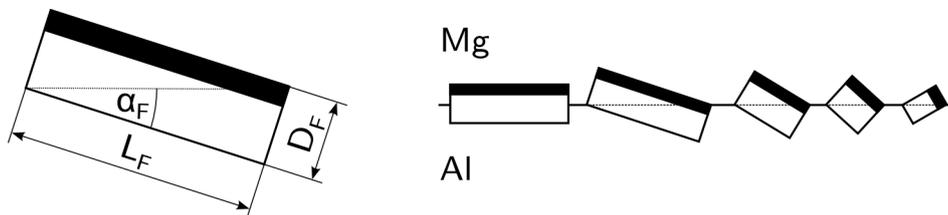


Abb. 6.32: Verdrehwinkel, Kenngrößenabhängigkeit; beobachtete Verdrehungen bei verschiedenen Fragmentlängen

6.6.4 Fragmentverdrehung

Durch die trigonometrische Tangensbeziehung, zwischen den genannten Kenngrößen, lässt sich der Verdrehwinkel wie folgt berechnen, vgl. Gleichung 6.1.

$$\alpha_F = \tan^{-1} \left(\frac{D_F}{L_F} \right) \quad (6.1)$$

Die Abbildung 6.33 zeigt den Verdrehwinkel in Abhängigkeit der Fragmentlänge L_F bei verschiedenen Fragmentdicken D_F .

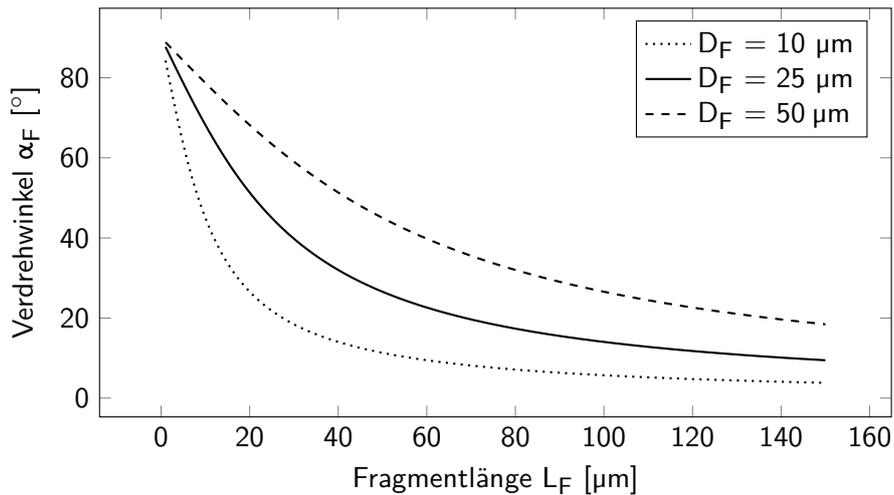


Abb. 6.33: Darstellung des Verdrehwinkel α_F in Abhängigkeit der Grenzschichtdicke D_F sowie der Fragmentlänge L_F

Je stärker die Fragmentierung voranschreitet, d.h. je kleiner die Fragmente bei einer vorhandenen Schubspannungsdifferenz werden, desto größer ist der Verdrehwinkel α_F . Mit zunehmender Fragmentdicke D_F geht die Tangensbeziehung in einen linearen Zusammenhang über. Die Abbildung 6.34 veranschaulicht beispielhaft, welche enormen Schubspannungsdifferenzen vorhanden waren, um derartige Verdrehungen zu verursachen.

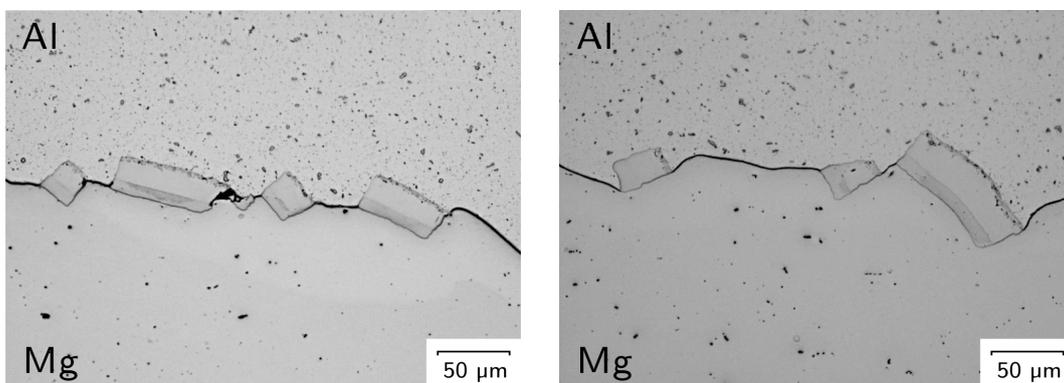


Abb. 6.34: Exemplarische Darstellung der Verdrehung beim Breiten, s_u von 14 mm; Bildquelle [80]

6.7 Belastungsabhängiges Formänderungsvermögen ohne Fragmentierung der intermetallischen Phasen

Die Verdrehrichtung der Fragmente ist dabei abhängig vom lokalen Fließspannungsverhältnis während des Umformvorgangs, den Hauptachsrichtungen (Länge, Breite, Höhe) sowie den Symmetrieebenen der Verbundwerkstoffe, vgl. Abb. 6.30(d). An den Symmetrieebenen der jeweiligen Hauptachsrichtungen spiegeln sich die Fragmente, weshalb im Folgenden das Fließspannungsverhältnis exemplarisch beim Querschnitt des Breitens beschrieben wird, vgl. Abb. 6.35. Die folgenden Fließspannungsverhältnisse beziehen sich auf die Bedingungen während des Umformvorgangs.

Bei nahezu identischen lokalen Fließspannungen ($k_{f,\text{Mantel}} \approx k_{f,\text{Kern}}$) ist das Verhältnis 1, wobei keine signifikante Verdrehung der Fragmente auftritt. Im Falle von $k_{f,\text{Mantel}} < k_{f,\text{Kern}}$ verdrehen sich die Fragmente in Richtung des Kernwerkstoffs, was einem Fließspannungsverhältnis < 1 gleichzusetzen ist. Bei den hybriden Al-Mg-Verbunden liegt ein lokales Fließspannungsverhältnis von > 1 vor, weshalb sich die Fragmente immer in Richtung des Mantelwerkstoffs verdrehen, vgl. Abb. 6.35.

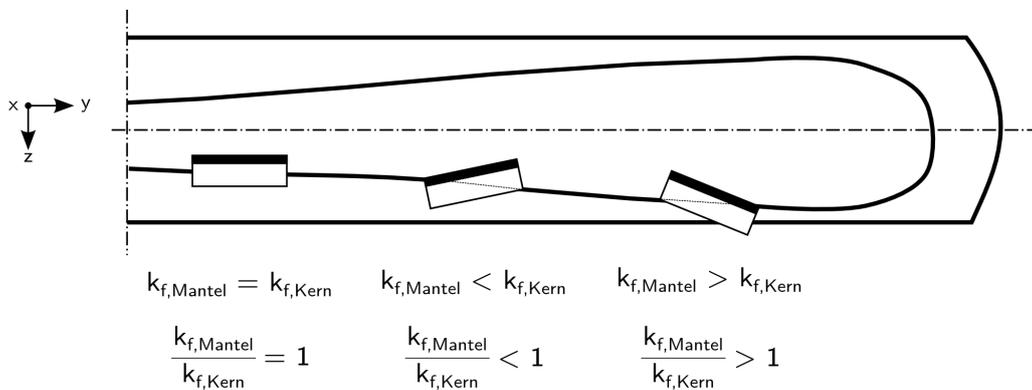


Abb. 6.35: Darstellung des Fließspannungsverhältnisses für die drei möglichen Unterscheidungs-fälle

Trotz der Fragmentierung der primären Grenzschicht aufgrund der stängeligen Mikrostruktur der intermetallischen Phasen bildet sich durch Diffusionsprozesse während des Umformvorgangs beim Schmieden eine sekundäre Grenzschicht aus, welche den stoffschlüssigen hybriden Verbund gewährleistet.

6.7 Belastungsabhängiges Formänderungsvermögen ohne Fragmentierung der intermetallischen Phasen

Abschließend wird der Fragmentierung die schadigungsfreie Umformung der Grenzschicht gegenübergestellt. Einzig beim Schmiedeprozess des Stauchens konnte eine schadigungsfreie Umformung der Grenzschicht gewährleistet werden. In der Abbildung 6.36 ist der schematische Querschnitt mit der idealisierten Grenzschichtdarstellung visualisiert.



Abb. 6.36: Schematische Darstellung der schädigungsfreien Umformbarkeit, Stauchen

Diese schädigungsfreie Umformung lässt sich ebenfalls auf die Mikrostruktur der intermetallischen Phasen zurückführen. Die Abbildung 6.37 zeigt nochmals die Gefügestruktur, jedoch mit der Ausrichtung in Umformrichtung.

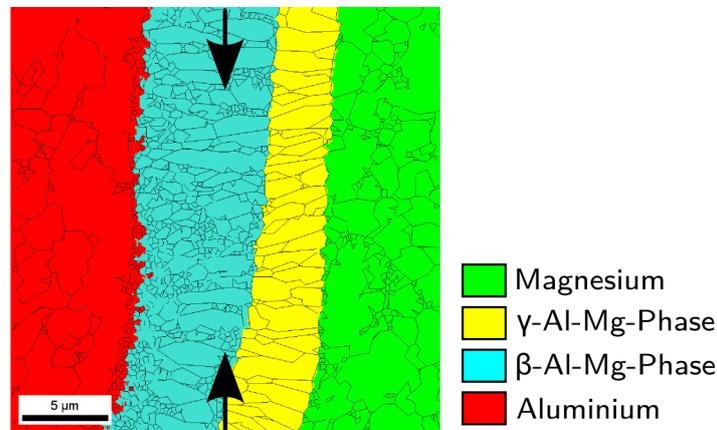


Abb. 6.37: Pancake-Struktur der intermetallischen Phasen (EBSD Phasen-Map), Darstellung in Umformrichtung; Bildquelle [80]

Es ist zu erkennen, dass die stänglige (β -Al-Mg, γ -Al-Mg) Gefügestruktur in diesem Falle keine Schwachstelle darstellt und eine plastische Formänderung der intermetallischen Phase zulässt. Die Belastung der stängligen Gefügestruktur erfolgt quer zu deren Längsrichtung, weshalb diese nur eine Stauchung erfahren hat. Aufgrund der relativ großen Oberfläche existieren keine relevanten Strukturen, die eine Kerbwirkung ausüben könnten, d.h., die Pancake-Struktur wird lediglich zusammengedrückt. Aufgrund dieser Gefügestruktur ist nur in axialer Belastungsrichtung eine schädigungsfreie Umformung der Grenzschicht möglich.

Weiterhin tragen die Gesenkgravur, die Überlagerung des hydrostatischen Drucks sowie die Armierungswirkung des Aluminiummantels dazu bei, dass die Grenzschicht schädigungsfrei umgeformt werden kann.

6.8 Fazit zum Formänderungsvermögen der Al-Mg-Verbunde

1. Die metallografischen Analysen sowohl beim Stauchen als auch beim Breiten zeigten bei den zwei unterschiedlichen Gesenkttemperaturen von 25 °C und 200 °C dasselbe Erscheinungsbild der primären Grenzschicht. Deswegen hat die Gesenkttemperatur im untersuchten

Temperaturbereich keinen Einfluss auf die Grenzschichtfragmentierung. Der notwendige Kraftbedarf für den Umformgang bei einer Gesenktemperatur von 25 °C hat sich beim Stauchen und Breiten um ca. 1/5 erhöht.

- Die Variation der Umformtemperatur hat bezüglich der Grenzschichtfragmentierung keinen signifikanten Einfluss. Die primäre Grenzschicht wird stets fragmentiert und dies ist allein abhängig von der vorliegenden Belastungsrichtung (Stauchen \neq Breiten, Steigen, SMART-Body). Die Umformtemperatur beeinflusst den notwendigen Kraftbedarf bei der Umformung der Halbzeuge. Beim Steigen liegt der Unterschied des Presskraftbedarfs im untersuchten Temperaturbereich (200 °C, 300 °C) bei ca. 27 % und beim Schmieden des SMART-Bodys bei ca. 26 %. Die Geometrieausbildung, der umgeformten Halbzeuge zeigt, dass die Umformtemperatur einen signifikanten Einfluss besitzt. Je höher die Umformtemperatur (300 °C > 200 °C), desto besser erfolgt der Werkstofffluss in die Hauptformänderungsrichtungen (Länge, Breite, Höhe).
- Bei dem untersuchten Schmiedeprozess Stauchen zeigte sich, dass der verwendete Schmierstoff (Gleitmo 820) keinen erkennbaren Einfluss auf die geometrischen Maße sowie für die notwendige Umformkraft besitzt.

Beim Breiten hat sich die Presskraft reduziert (5,0 %) und die geometrischen Abmaße verlagerten sich von einer axialen hin zur radialen Vorzugsrichtung des Werkstoffflusses, was sich durch ein *freies* Umformen (keine Fließbegrenzung) erklären lässt. Die Anwendung einer Schmierung wird bei den Umformprozessen mit Gravur trotzdem empfohlen, um die Adhäsionsneigung von Aluminium zu kompensieren.
- Das Erscheinungsbild der Erdnuss-Form lässt sich durch die Anpassung der Gesenktemperatur positiv beeinflussen. Die Reduktion des Temperaturgradienten zwischen Werkstück und Werkzeug verringerte im gleichen Maße die Fließspannungsdifferenz der Verbundwerkstoffe, was letztendlich die Erdnuss-Form reduziert. Das Phänomen ist werkstoffabhängig, d.h., durch die unterschiedliche lokale Fließspannung der Verbundpartner tritt diese Erdnuss-Form auf. Es ist zu erwarten, dass bei anderen Verbundsystemen sich ähnlich charakteristische Querschnitte einstellen.
- Das Schädigungsmodell von Cockcroft und Latham sowie das selbst entwickelte Versagenskriterium lokalisieren den korrekten Bereich der Schädigung. Dadurch ist es möglich, qualitativ die gefährdeten Bereiche zu ermitteln. Die geometrische Abbildung der Schädigung (Kreuzform) konnte mit beiden Schädigungsmodellen nicht erzielt werden.
- Die Fließkurvendaten beeinflussen maßgeblich den Werkstofffluss am Kontaktbereich des Aluminiummantels und Magnesiumkerns, weswegen durch die Fließkurvendatenmodifikation eine bessere Übereinstimmung (in der Querschnittsdarstellung) zwischen Realität und Simulation erzielt werden konnte.

Die Modifikation der Fließkurvendaten besitzt gegenüber den globalen Formänderungen (Länge, Höhe, Breite der umgeformten Halbzeuge) keinen Einfluss. Auf die Darstellung der Grenzschicht als deformierbares Objekt muss verzichtet werden, weshalb deren spezifischen Werkstoffeigenschaften nicht berücksichtigt werden. Somit entfallen auch die Wechselwirkungen zwischen den Verbundwerkstoffen sowie den intermetallischen Phasen.

7. Die Stufensetzversuche verdeutlichen den Schädigungsmechanismus während des Umformvorgangs und ermöglichte die detaillierten Analysen. Durch die Ermittlung der Schädigungsinitiierung, des Schädigungsfortschritts und der Klassifizierung der Fragmente wird der Schädigungsmechanismus der primären Grenzschicht umfassend beschrieben.
8. Die ermittelte belastungsabhängige Umformbarkeit der intermetallischen Phasen liegt ursächlich in deren Gefügestruktur. Die vorliegende Pancake-Struktur der Grenzschicht reagiert sensitiv auf eine Längs- bzw. Querbelastung, wodurch einerseits aufgrund einer Kerbwirkung die Grenzschicht geschädigt wird, und andererseits durch Stauchung des Gefüges die Formänderung schadlos ertragen wird.

7 Optimierungsstrategien

Das Kapitel Optimierungsstrategien umfasst die technologischen Aspekte zur Umsetzung der wissenschaftlichen Erkenntnisse in Strategien zur industriellen Anwendung von Al-Mg-Verbunden. Aus den Schmiedeversuchen und den numerischen Analysen hat sich herauskristallisiert, dass das Mantel-Kern-Verhältnis über das größte Optimierungspotenzial verfügt. Durch die Anwendung unterschiedlicher Umformprozesse ergeben sich umformtechnische Grenzen basierend auf der Wandstärke des Aluminiummantels. Diese Wandstärke ist entscheidend für Schmiedeprozesse mit Grat aufgrund des Materialflusses und einer möglichen kritischen Ausdünnung des Mantelwerkstoffs. Des Weiteren ergeben sich verfahrenstechnische Grenzen hinsichtlich nachfolgender Zerspanungsprozesse, wie bspw. Drehen oder Fräsen.

Die gezielte Gestaltung der Wandstärke dieser Al-Mg-Verbunde ist im Prinzip auf zwei Wegen realisierbar. Einerseits ist es möglich das Mantel-Kern-Verhältnis direkt durch die gezielte Reduktion des Kerndurchmessers so zu verändern, dass die Aluminiumwandstärke zunimmt, um nachfolgende Umformprozesse zweckmäßig durchführen zu können, vgl. Abb. 7.1(a). Andererseits besteht die Möglichkeit, durch die Einbringung einer Exzentrizität, d.h. außermittige Verschiebung des Magnesiumkerns, umseitig den Aluminiummantel gezielt zu gradieren, vgl. Abb. 7.1(b). Dadurch bleibt der positive Effekt der Gewichtsreduktion erhalten, bei gleichzeitiger umformtechnischer Optimierung der Werkstoffverteilung über dem Querschnitt. Die Auswahl der Optimierungsstrategie orientiert sich dabei im Wesentlichen am symmetrischen bzw. asymmetrischen Querschnitt des zu fertigenden Bauteils.

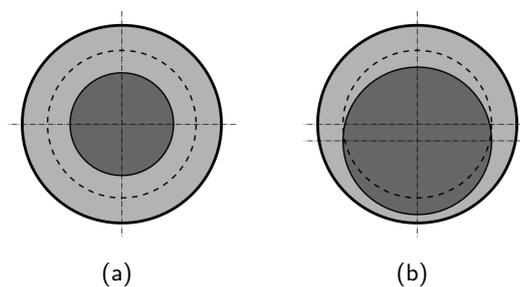


Abb. 7.1: Darstellung der Optimierungsansätze, (a) Variation des Mantel-Kern-Verhältnisses, (b) Anwendung der Exzentrizität

Die Grenzschichtschädigung spielt bei diesen Überlegungen keine wesentliche Rolle, da stets eine Fragmentierung der primären Grenzschicht sowie die Bildung der sekundären Grenzschicht erwartet wird. Die drei grundlegenden Beanspruchungsarten treten bei fast allen industrierele-

vanten Formelementen mehr oder weniger simultan auf, weshalb die Fragmentierung als phänomenologische Erscheinung nicht verhindert werden kann.

Die Optimierungsstrategien werden exemplarisch beim Schmiedeprozess des Steigens angewandt, da dort ein asymmetrischer Querschnitt vorliegt und ein kritischer Werkstofffluss im Bereich der Rippenflanken auftritt. Einerseits steigt der Werkstoff in den Rippenkopfbereich und andererseits erfolgt das Breiten des Werkstoffs in Richtung der Gratbahn, vgl. Abb. 7.2. Durch diesen asymmetrischen Querschnitt bietet sich im Wesentlichen der exzentrische Versatz des Magnesiumkerns an. Bei symmetrischen Querschnitten (bspw. SMART-Body) ist die Veränderung des Mantel-Kern-Verhältnisses zweckmäßiger, weil dadurch der Werkstofffluss homogenisiert wird. Zur besseren Vergleichbarkeit der zwei unterschiedlichen Methoden erfolgt die Anwendung des Mantel-Kern-Verhältnisses ebenfalls beim Steigen. Als Basis für die numerische Analyse diene eine Simulation bei $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$ und einem Grat $G_{St,1}$ von 1 mm.

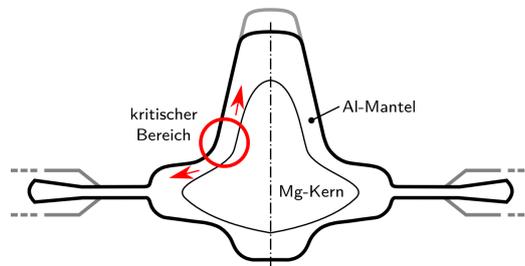


Abb. 7.2: Schematische Darstellung des kritischen Materialflusses (Pfeile) beim Steigen

7.1 Mantel-Kern-Verhältnis

Für die Definition des Mantel-Kern-Verhältnisses lassen sich zwei grundlegende Methoden anwenden. Bei der ersten Methode erfolgt die Betrachtung auf Basis der zu erzielenden Massenreduktion. Dabei wird die Masse, bezogen auf 1 m Länge, des hybriden Verbundes ins Verhältnis zum reinen Aluminiumhalbzeug gesetzt. Bei einer vorgegebenen Gewichtsreduktion ergibt sich daraus die Wandstärke des Aluminiummantels bzw. des Kerndurchmessers. Die Abbildung 7.3 veranschaulicht die Mantelvariation und die Tabelle 7.1 zeigt die vorgegebene Massenreduktion mit den dazugehörigen Kenngrößen.

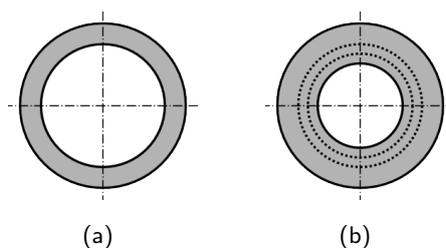


Abb. 7.3: (a) Standardquerschnitt ($d_{Al} = 20\text{ mm}$) der Al-Mg-Verbunde, (b) Exemplarische Darstellung unterschiedlicher Manteldicken

Tab. 7.1: Übersicht der Mantel-Kern-Verhältnisse auf Basis der definierten Massenreduktion bezogen auf ein 1 m Länge und reinem Aluminium mit einem Gewicht von 847,8 g

Kennung	$d_{Al,außen}$ [mm]	d_{Mg} [mm]	Wandstärke s_{Al} [mm]	Massenreduktion [%]
D ₅	20,00	15,00	2,50	20,8
D ₁₈	20,00	13,94	3,03	18,0
D ₁₆	20,00	13,15	3,43	16,0
D ₁₅	20,00	12,73	3,64	15,0
D ₁₄	20,00	12,30	3,85	14,0
D ₁₂	20,00	11,38	4,31	12,0
D ₁₀	20,00	10,38	4,81	10,0

Tab. 7.2: Übersicht des Mantel-Kern-Verhältnis auf Basis der Flächenanpassung und einem Durchmesser des Aluminiummantels von 20 mm

Kennung	A_{Al} [mm ²]	A_{Mg} [mm ²]	A_{gesamt} [mm ²]	d_{Mg} [mm]	Flächenanteil, Al [%]
A ₅	137,44	176,72	314,16	15,00	43,7
A ₅₀	157,08	157,08	314,16	14,14	50,0
A ₆₀	188,49	125,66	314,16	12,65	60,0
A ₇₀	219,91	94,25	314,16	10,95	70,0

Die zweite Methode beruht auf dem Verhältnis der Querschnittsflächen des Aluminiummantels und des Magnesiumkerns. Bei einer festgelegten Flächengröße des Aluminiummantels in Prozent ergibt sich zwangsläufig die Wandstärke sowie der Kerndurchmesser der jeweiligen Verbundwerkstoffe. In der Tabelle 7.2 sind für diesen Ansatz die wesentlichen Kennwerte aufgeführt.

Beide Methoden sind in ihrer Anwendung gleichberechtigt und lassen sich auch ineinander überführen. Die Variante D₁₅ entspricht in etwa der Variante A₆₀, da der Kerndurchmesser des Magnesiums (12,73 ≈ 12,65) in etwa gleich hoch ist. Im Bereich des Leichtbaus erfolgt eher die Fokussierung auf einer Gewichtsreduktion. Die Vorgabe einer Zielgröße, d.h., die Definition einer zu erzielenden Gewichtsreduktion (bspw. 15 %), erlaubt auf Basis der Dichte der Werkstoffe eine einfache Auslegung der Halbzeuge. Für die weitere Diskussion bezüglich des Mantel-Kern-Verhältnisses wird der Ansatz der ersten Methode, d.h. die gewichtsbezogene Kennzeichnung D_i, verwendet.

Die Abbildung 7.4 zeigt die Simulationsergebnisse des Versagenskriteriums für das kleinste Mantel-Kern-Verhältnis D₁₀ im Vergleich zum Ausgangsverhältnis D₅, wobei im Bereich der Rippenflanke die Grenzschichtfragmentierung beim Mantel-Kern-Verhältnis D₁₀ deutlich zurückgegangen ist. In Abbildung 7.5 sind die Simulationsergebnisse bei unterschiedlichen Mantel-Kern-Verhältnissen dargestellt. Mit zunehmender Reduktion des Magnesiumanteils verändert sich stetig der Querschnitt. Die Erscheinungsform des Magnesiumkerns wandelt sich dabei von einer *Glockenform* hin zu einer *Ovalform*.

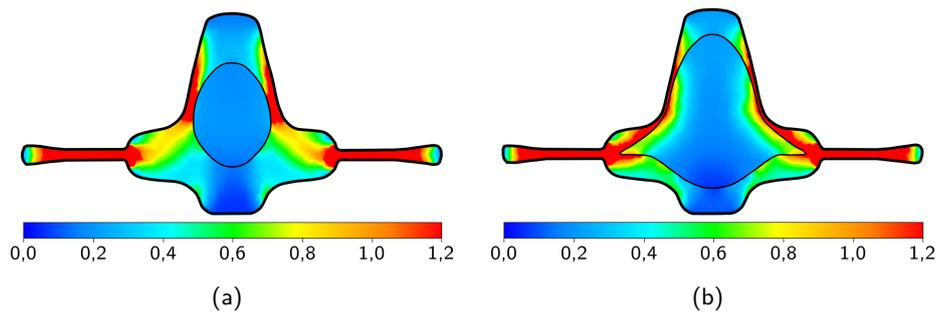


Abb. 7.4: Ergebnisdarstellung des Versagenskriteriums im Querschnitt (a) D_{10} , (b) D_5

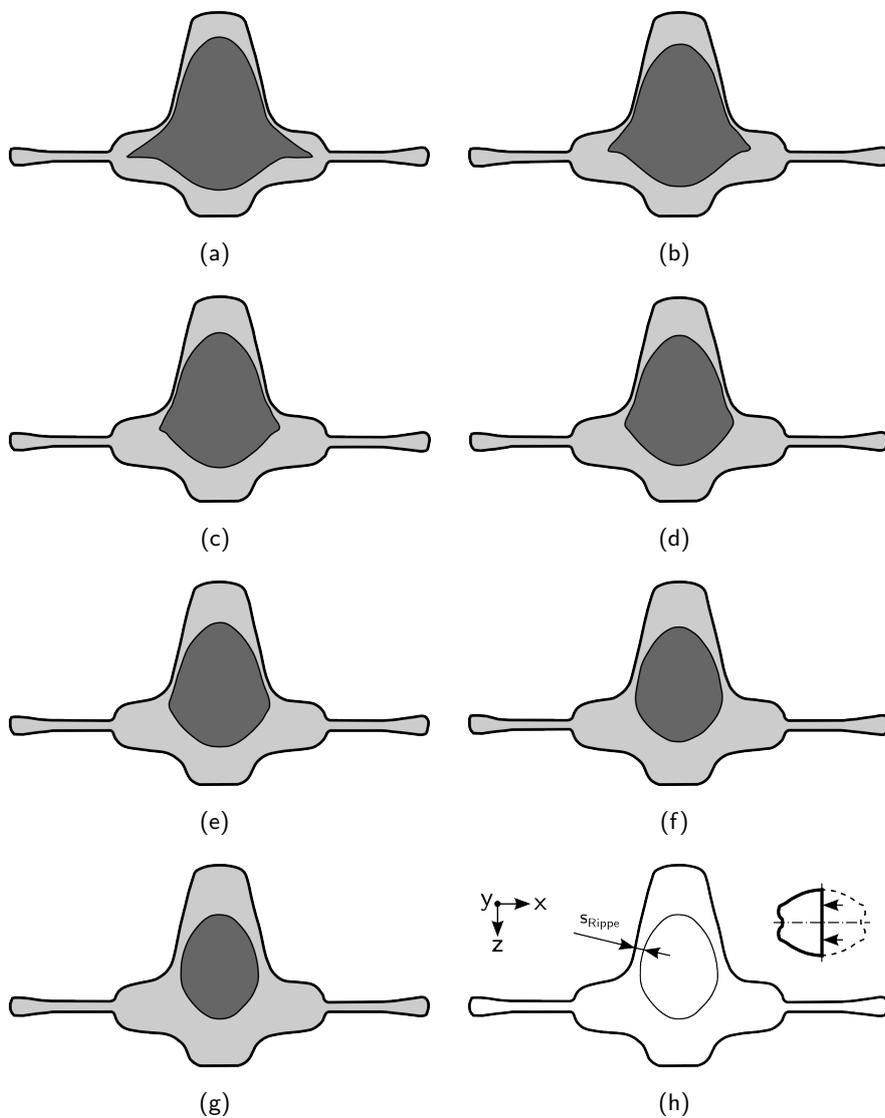


Abb. 7.5: Vergleich der Simulationsergebnisse bei verschiedenen Mantel-Kern-Verhältnissen, (a) D_5 , (b) D_{18} , (c) D_{16} , (d) D_{15} , (e) D_{14} , (f) D_{12} , (g) D_{10} , (h) Rippenwandstärke s_{Rippe}

Es ist klar ersichtlich, dass mit zunehmendem Aluminiummantel die Wandstärke s_{Rippe} im

Rippenbereich stetig zunimmt. Die Tabelle 7.3 verdeutlicht dies nochmals. Bei einer Veränderung der Massenreduktion von 20 % auf 10 % kann die Rippenwandstärke s_{Rippe} um das 6-Fache erhöht werden. Dadurch relativiert sich zwar die Massereduktion, allerdings sind Zerspanprozesse bzw. nachfolgende Fertigungsschritte deutlich einfacher realisierbar.

Tab. 7.3: Auswertung der Rippenwandstärke s_{Rippe} bei unterschiedlichen Mantel-Kern-Verhältnissen

Kennung	$d_{\text{Al,außen}}$ [mm]	d_{Mg} [mm]	s_{Al} [mm]	s_{Rippe} [mm]
D ₅	20,00	15,00	2,50	0,15
D ₁₈	20,00	13,94	3,03	0,21
D ₁₆	20,00	13,15	3,43	0,30
D ₁₅	20,00	12,73	3,64	0,35
D ₁₄	20,00	12,30	3,85	0,40
D ₁₂	20,00	11,38	4,31	0,60
D ₁₀	20,00	10,38	4,81	0,90

Die Variante D₁₄, d.h. eine relative Massenreduktion von 14 %, ist bei einer ausreichenden Rippenwandstärke s_{Rippe} von 0,4 mm, ein guter Kompromiss zwischen der Fertigungstechnologie und dem Leichtbauprinzip.

7.2 Exzentrischer Magnesiumkern

Die Exzentrizität ist an sich ein Qualitätskriterium zur Bestimmung der Ungleichwandigkeit von nahtlosen Rohren, wobei bei industriell nahtlos gefertigten Rohren diese möglichst minimal bleiben soll [32]. Die Exzentrizität E_{Exz} ist dabei definiert durch die Differenz der maximalen (s_{max}) und minimalen (s_{min}) Wandstärke zur Umfangsrichtung normiert zur Summe der Einzelwerte wie es die Gleichung (7.1) beschreibt [32].

$$E_{\text{Exz}} = \frac{s_{\text{max}} - s_{\text{min}}}{s_{\text{max}} + s_{\text{min}}} \quad (7.1)$$

Die Abbildung 7.6 stellt die Exzentrizität grafisch dar und verdeutlicht den Achsversatz des Magnesiumkerns. Die Untersuchungen fokussieren im Wesentlichen die Bereiche s_{min} sowie s_{max} .

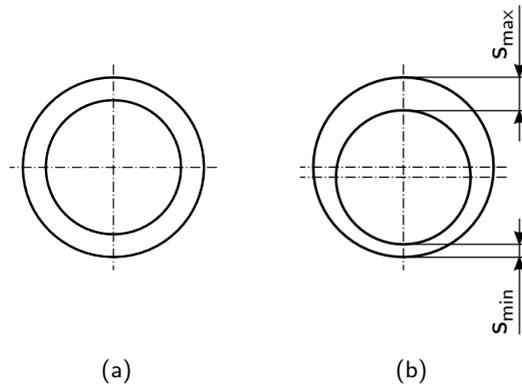


Abb. 7.6: (a) Standardquerschnitt ($d_{Al} = 20$ mm) der Al-Mg-Verbundes ohne Exzentrizität, (b) Exzentrizität mit den Parametern s_{min} und s_{max}

Der kritischere Bereich ist dabei s_{min} , da dort aufgrund der Reduktion des Aluminiummantels mit erhöhten Dehnungen zu rechnen ist. Für die systematischen Untersuchungen werden zunächst die Exzentrizitäten für die Ausgangsbolzen mithilfe der Gleichung 7.1 berechnet, siehe Tabelle 7.4. Diese berechneten Exzentrizitäten sind dann die Basis für die Werkstückdefinition (Al/Mg-Pressbolzen) bei den numerischen Untersuchungen zur Machbarkeit des *exzentrischen hydrostatischen Strangpressens*, siehe Abschnitt 7.3.

Tab. 7.4: Übersicht der Exzentrizitäten für den Ausgangspressbolzen für die numerischen Analysen des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens

Exzentrizität E_{Exz}	s_{min} [mm]	s_{max} [mm]	Achsversatz [mm]
0,1	9,0	11,0	1
0,2	8,0	12,0	2
0,3	7,0	13,0	3
0,4	6,0	14,0	4
0,5	5,0	15,0	5

Aufgrund des spezifischen Pressverhältnisses $\lambda_R = 16$ beim hydrostatischen Strangpressen ergibt sich für den hybriden Strang ein Durchmesser von 20 mm. Unter Berücksichtigung der Ausgangsexzentrizitäten der Pressbolzen ergeben sich für die exzentrischen Stränge die Werte in der Tabelle 7.5. Für die numerische Simulation erfolgt im Präprozessor die Modellierung der verschiedenen gradierten Halbzeuge, um den Ansatz des exzentrischen Kernversatzes mithilfe des Schmiedeprozesses Steigen zu analysieren.

Tab. 7.5: Übersicht der Exzentrizitäten basierend auf dem Strangpressverhältnis λ_R für den Schmiedeprozess Steigen mit gradierten Strangquerschnitt

Exzentrizität E_{Exz}	s_{min} [mm]	s_{max} [mm]	Achsversatz [mm]
0,1	2,25	2,75	0,25
0,2	2,00	3,00	0,50
0,3	1,75	3,25	0,75
0,4	1,50	3,50	1,00
0,5	1,25	3,75	1,25

Für die Untersuchungen werden zwei charakteristische Merkmale ausgewertet, um den Einfluss der Exzentrizität zu bewerten. Neben der Ermittlung der Rippenwandstärke s_{Rippe} , die bereits beim Mantel-Kern-Verhältnis angewandt wurde, erfolgt zusätzlich die Beurteilung der Rippenbodenstärke s_{Boden} , vgl. Abb. 7.7.

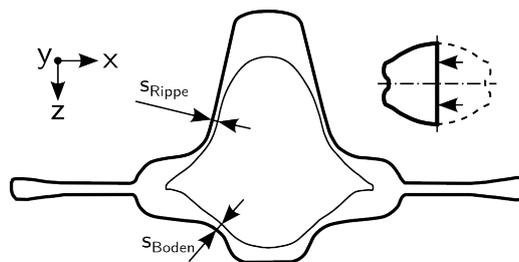


Abb. 7.7: Auswertung der kritischen Rippenwandstärke s_{Rippe} sowie Rippenbodenstärke s_{Boden}

Die Abbildung 7.8 verdeutlicht den Anfangs- und Endzustand eines Halbzeugs mit vorhandener Exzentrizität im numerischen Modell, wobei Abb. 7.8(a) die Querschnitte im Präprozessor und Abb. 7.8(b) im Postprozessor widerspiegeln. Die Verlagerung des Magnesiumkerns erfolgt in Richtung des Untergesenks, um somit mehr Werkstofffluss im Bereich der Rippenflanke zu verbessern.

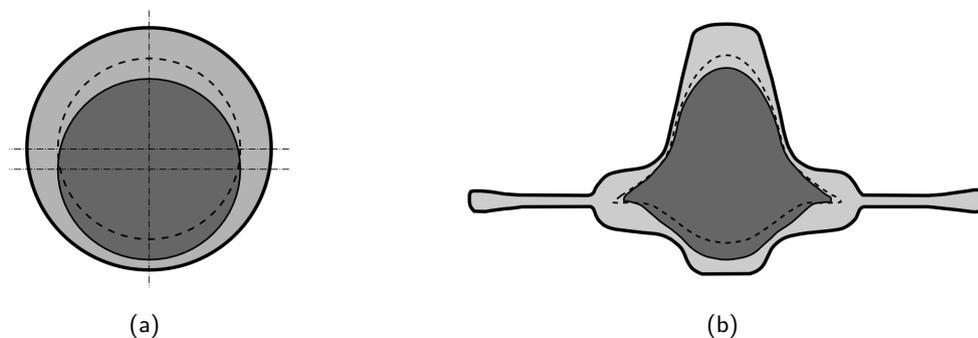


Abb. 7.8: (a) Präprozessor, Ausgangszustand D_s ohne (gestrichelte Linie) sowie mit maximaler Exzentrizität $E_{Exz} = 0,5$; (b) Postprozessor, Endzustand D_s ohne (gestrichelte Linie) sowie mit maximaler Exzentrizität $E_{Exz} = 0,5$

In der Tabelle 7.6 sind die Ergebnisse der numerischen Untersuchungen dargestellt. Durch die Einbringung der Exzentrizität nimmt die Rippenwandstärke s_{Rippe} linear zu und im gleichen Maße die Rippenbodenstärke s_{Boden} ab.

Tab. 7.6: Variation der Exzentrizität beim Schmiedeprozess Steigen

Exzentrizität E_{Exz}	Achsversatz [mm]	s_{Rippe} [mm]	s_{Boden} [mm]
0,0	0,00	0,15	1,45
0,1	0,25	0,19	1,27
0,2	0,50	0,21	1,05
0,3	0,75	0,26	0,94
0,4	1,00	0,30	0,81
0,5	1,25	0,35	0,65

Die Ergebnisdarstellung des Versagenskriteriums in Abbildung 7.9 verdeutlicht, dass im Gratbereich eine geringere Fragmentierung der Grenzschicht zu erwarten ist, da der Magnesiumkern weniger in Breitenrichtung fließt. Die Werte im Bereich von s_{Boden} haben geringfügig zugenommen, weshalb in diesem Bereich eine partielle Fragmentierung der primären Grenzschicht wahrscheinlich ist. Die Auswirkung dieser zusätzlichen Fragmentierung im Bereich von s_{Boden} auf die Festigkeiten der hybriden Al-Mg-Verbunde muss in weiteren Forschungsarbeiten analysiert werden.

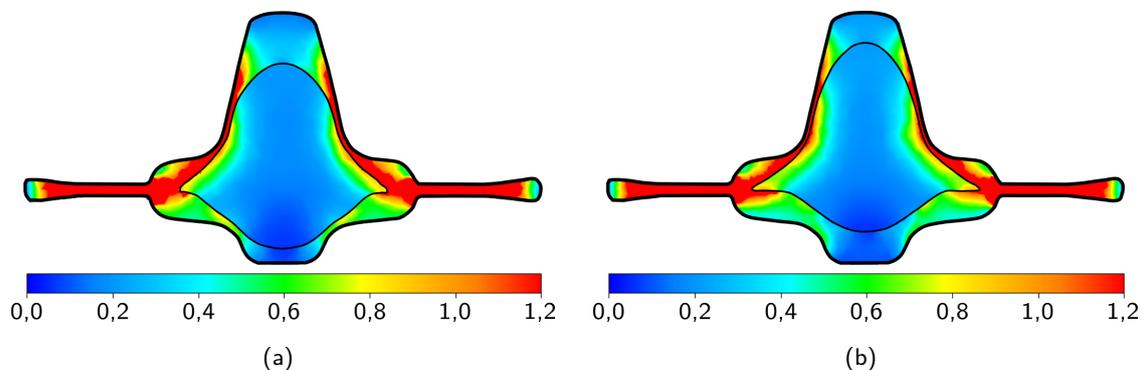


Abb. 7.9: Ergebnisdarstellung des Versagenskriteriums im Querschnitt (a) $E_{\text{Exz}} = 0,5$, (b) D_s

Die Abbildung 7.10 veranschaulicht die erzielten Querschnitte bei den Simulationen der exzentrisch gradierten Halbzeuge. Die Visualisierung der steigenden Rippenwandstärke ist aufgrund der geringen Veränderung ($\Delta s_{\text{Rippe}} = +0,2$ bei $E_{\text{Exz}} = 0,5$) kaum möglich, jedoch ist die Abnahme der Rippenbodenstärke s_{Boden} klar erkennbar.

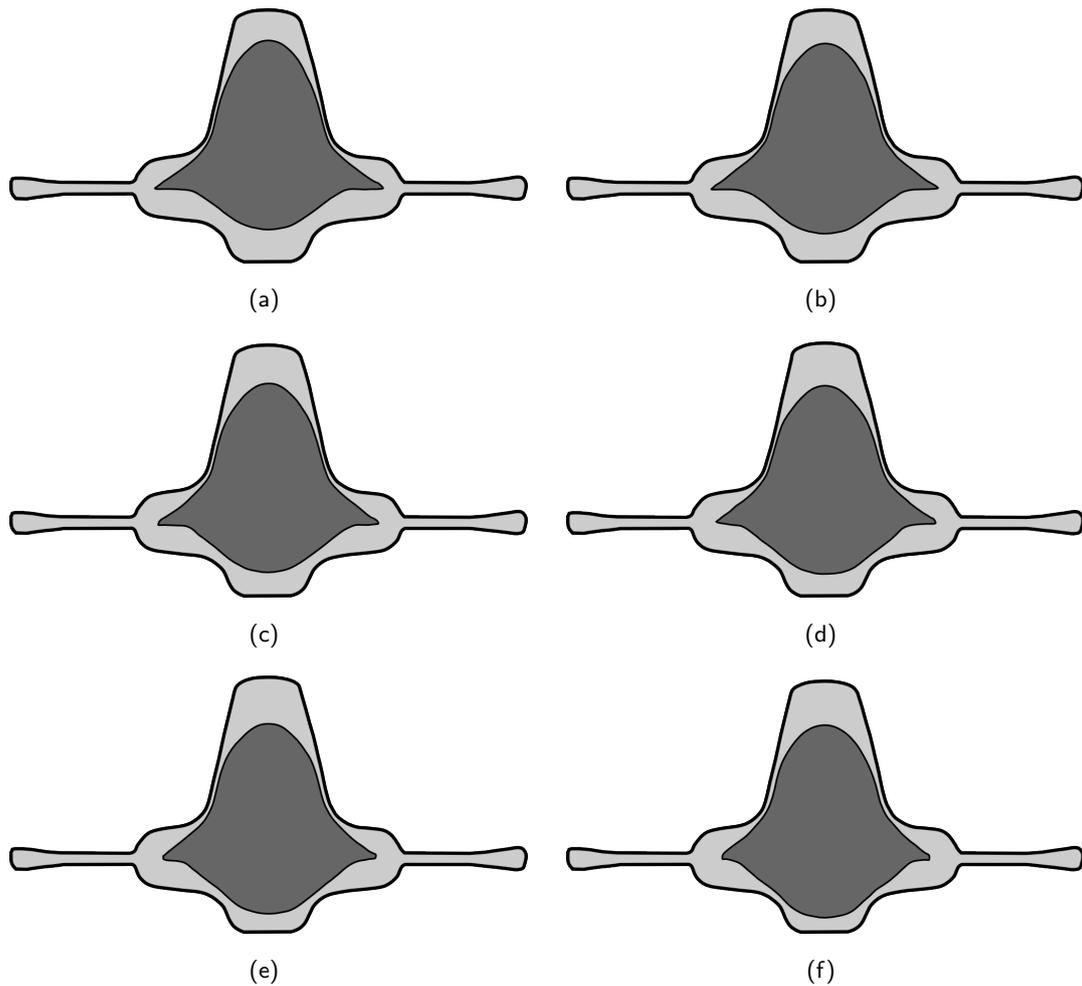


Abb. 7.10: Vergleich der Simulationsergebnisse bei verschiedenen Exzentrizitäten und deren Einfluss auf s_{Rippe} sowie s_{Boden} , (a) $E_{Exz} = 0,0$, (b) $E_{Exz} = 0,1$, (c) $E_{Exz} = 0,2$, (d) $E_{Exz} = 0,3$, (e) $E_{Exz} = 0,4$, (f) $E_{Exz} = 0,5$

Bei einer Exzentrizität von 0,5 hat sich die Rippenwandstärke um mehr als das 2,3-Fache erhöht und im gleichen Sinne die Rippenbodenstärke mehr als halbiert. Die Anwendung der Exzentrizität ist zielführend, jedoch nicht im gleichen Maße wie die Variation des Mantel-Kern-Verhältnisses. Aus diesem Grund wird im Abschnitt 7.4 auf die Kombination des Mantel-Kern-Verhältnisses mit zusätzlich exzentrisch verlagertem Magnesiumkern eingegangen. Im folgenden Abschnitt wird zunächst die Herstellbarkeit derartiger exzentrischer hybrider Al-Mg-Verbunde mittels dem neuen Verfahren des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens vorgestellt.

7.3 Exzentrisches hydrostatisches Strangpressen (EHSP)

Zur Umsetzung des exzentrisch verlagerten bzw. wandstärkenseitig gradierten Al-Mg-Verbundes ist es notwendig, vorhandene Verfahren technologisch zu erweitern. In diesem Sinne wird die

7.3 Exzentrisches hydrostatisches Strangpressen (EHSP)

Entwicklung des neuartigen *exzentrischen hydrostatischen Strangpressen* (EHSP) als sinnvoller Schritt erachtet.

Die Einbringung von Exzentrizitäten ist im Bereich der Rohrherstellung basierend auf Strangpressen bereits Stand der Technik. Im Patent von Gloor und Vrubl [44] wird der prinzipielle Aufbau zur exzentrischen Rohrherstellung mittels Dorn beschrieben. Im Vergleich zum exzentrischen hydrostatischen Strangpressen weist die Endgeometrie bezüglich der Mantelform Analogien auf. Jedoch ergibt sich aufgrund des hybriden Verbundes ein unterschiedliches Verfahrensprinzip.

Ein wesentliches Merkmal des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens ist die Präparation der Ausgangspressbolzen. In Abbildung 7.11 ist der prinzipielle Aufbau einer Pressbolzengeometrie dargestellt.

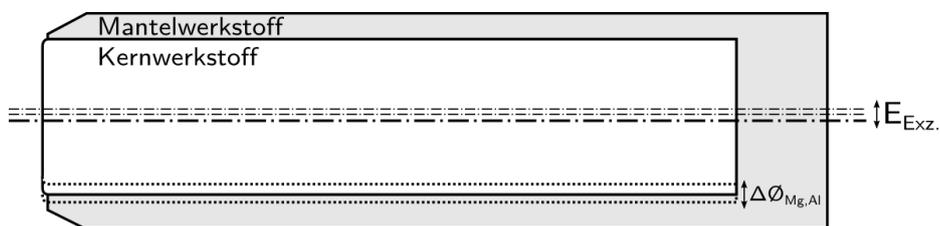


Abb. 7.11: Schematische Darstellung der Pressbolzengeometrie mit eingebrachter Exzentrizität

Die wesentlichen Kenngrößen sind der Kern- bzw. Bohrungsdurchmesser und der zu erzielende Achsversatz. Der Achsversatz wird durch eine exzentrische Einspannung des Pressbolzens sowie einer anschließenden Zerspannung des Mantelwerkstoffs realisiert und ist aus technologischer Sicht Stand der Technik. Aufgrund der Exzentrizität treten unterschiedliche Fließgeschwindigkeiten beim Strangaustritt auf, welche in einem Drehmoment resultieren. Dieses Drehmoment ist letztendlich dafür verantwortlich, dass der Strang in Richtung s_{max} ausgelenkt wird. Um diesem Phänomen entgegenzuwirken, ist es konzeptionell zweckmäßig ein Führungsrohr mit geringfügig größerem Durchmesser, abhängig vom Strangdurchmesser, am Strangaustritt zu positionieren, siehe Abbildung 7.12 sowie Abb. 5.7(b). Dieses Führungsrohr dient dabei funktionell zur Stabilisierung des austretenden hybriden Stranges und ist somit essenzieller Bestandteil der Prozessführung, vgl. Abb. 7.13.

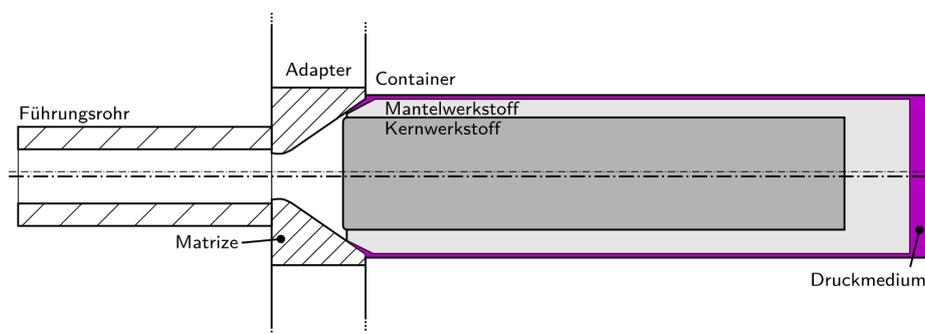


Abb. 7.12: Prinzip des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens

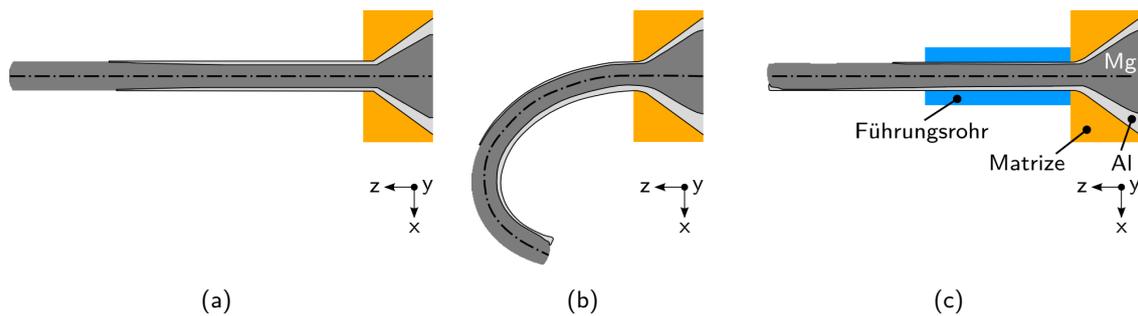


Abb. 7.13: Darstellung der Auswirkung des Drehmoments beim exzentrischen hydrostatischen Strangpressen, (a) HSP, (b) EHSP *ohne* Führungsrohr, (c) EHSP *mit* Führungsrohr

Die Abbildung 7.13(b) veranschaulicht das exzentrische hydrostatische Strangpressen ohne Führungsrohr, was so zu einer unbefriedigenden Strangqualität führt. Bei Anwendung des Führungsrohrs wird das Drehmoment effektiv eliminiert und der hybride Strang wird geradlinig hergestellt, vgl. Abb. 7.13(c).

Bei der Fa. CEP konnte bereits experimentell der Nachweis erbracht werden, dass bei einer geringen Ausgangsexzentrizität von 0,08 ein intakter hybrider Al-Mg-Verbund mittels EHSP hergestellt werden kann, vgl. Abb. 7.14. Dies bestätigt die prinzipiellen Überlegungen und verdeutlicht die Machbarkeit des konzeptionellen Ansatzes.



Abb. 7.14: Längs- und Querschnitt eines mittels EHSP hergestellten Strangs

Zur Auswertung des numerischen Modells wird das Verbundstrangpressmodell von Kittner [57] herangezogen. Dieses Modell beruht auf den drei Säulen:

- Qualitätsmodell
- Haftfestigkeitsmodell
- Diffusionsmodell

Das Qualitätsmodell beschreibt die Verbundqualität zwischen den Verbundpartnern sowie dessen numerische Vorhersage. Ergänzend dazu wurde das Haftfestigkeits- und Diffusionsmodell entwickelt, um unter Berücksichtigung der Prozessparameter (Pressverhältnis, Temperatur, Werkstoffkombination) die Haftfestigkeit sowie Grenzschichtdicke entsprechend zu quantifizieren. Weiterführende Beschreibungen und die detaillierten Herleitungen finden sich in Kittner [57].

Zur Beurteilung der Verbundqualität erfolgt die Analyse basierend auf dem Qualitätsmodell. Die Kernaussage des Modells beruht im Wesentlichen darauf, dass bei nahezu identischen Fließgeschwindigkeiten der Verbundpartner, ähnliche axiale logarithmische Dehnungen auftreten und somit auftretende axiale logarithmische Dehnungsdifferenzen ein Minimum einnehmen sollten.

Für die Materialkombination AlMgSi1/AZ31 ist eine maximale axiale logarithmische Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{ij} = 0,30$ zulässig, damit der hybride Verbund als ungeschädigt vorhergesagt werden kann. Der hybride Al-Mg-Verbund gilt bis zu einem Wert von $\Delta\varphi_{ij} = 0,50$ als partiell verbunden, d.h., lokal können vereinzelt Schädigungen auftreten [57].

Die numerischen Untersuchungen erfolgen mithilfe von ortsfesten Sensoren, s.g. Eulersensoren, im FE-System Forge2011. Dazu werden jeweils fünf Sensoren aluminium- und magnesiumseitig definiert, vgl. Abb.7.15. Die Positionierung erfolgt in Abhängigkeit von der eingestellten Exzentrizität in Achsrichtung im Abstand von 2,5 mm und vertikal zur Grenzschicht im Abstand von 0,2 mm.

Die Auswertung der fünf Sensoren erfolgt in der quasistationären Phase, und durch Mittelwertbildung werden numerische Effekte (Neuvernetzung, Verzerrungen, etc.) minimiert.

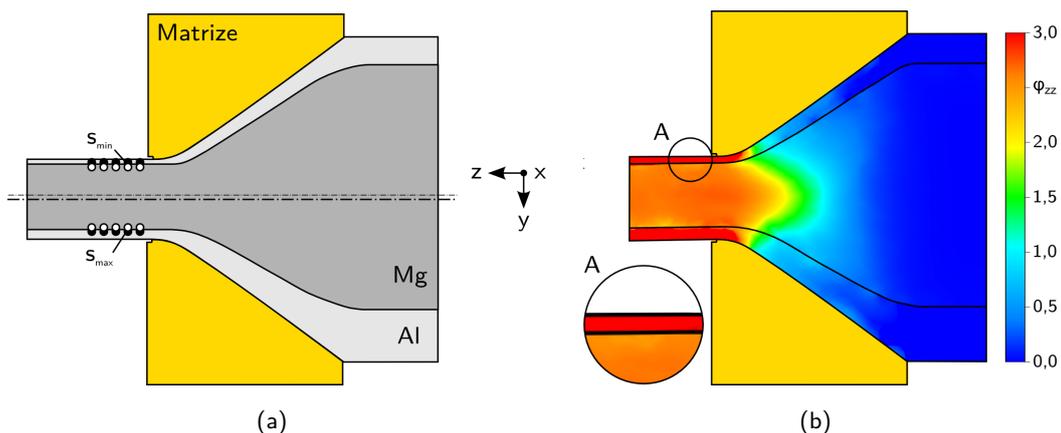


Abb. 7.15: (a) Darstellung der Sensorenmesspunkte zur Analyse der logarithmischen axialen Dehnungsdifferenz, (b) Simulationsergebnis φ_{zz} bei einer Exzentrizität von $E_{Exz} = 0,3$

Für die Analyse bezüglich der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz erfolgt die Auswertung hauptsächlich im dünnwandigen Bereich, d.h. der Bereich von s_{min} . Die Auswertungen haben gezeigt, dass im Vergleich zu Kittner [57] der Grenzwert für die axiale logarithmische Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{zz} = 0,38 \pm 0,10$ beträgt. Die Abweichung kann auf das FE-System, den verwendeten Elementtyp sowie die 3-D-Modellierung des Simulationsproblems zurückgeführt werden. Für das vorliegende Simulationsmodell wird der Grenzwert für einen ungeschädigten hybriden Al-Mg-Verbund auf $\Delta\varphi_{zz} = 0,38$ festgelegt.

Die numerischen Analysen haben gezeigt, dass bereits bei einer Exzentrizität von 0,1 der kritische Wert von 0,38 überschritten wird, siehe Tabelle 7.7. Aufgrund der hohen Schwankungsbreite der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz überschneiden sich die Gültigkeitsbereiche des kritischen Grenzwerts bei der Exzentrizität von 0,0 und 0,1. Durch diese Unschärfe des

7.3 Exzentrisches hydrostatisches Strangpressen (EHSP)

Gültigkeitsbereichs wird die Exzentrizität von 0,1 sowohl als unkritisch als auch partiell kritisch bewertet. Für weitere Betrachtungen ist es zielführend, weitere experimentelle Untersuchungen durchzuführen, um den Gültigkeitsbereich abschließend zu validieren.

Tab. 7.7: Übersicht der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{zz}$ bei verschiedenen Exzentrizitäten für s_{\min} gemessen im Strang

Exzentrizität E_{Exz}	Achsversatz [mm]	a. log. Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{zz}$	Beurteilung
0,0	0,00	$0,38 \pm 0,10$	●
0,1	0,25	$0,43 \pm 0,09$	● ●
0,2	0,50	$0,56 \pm 0,13$	●
0,3	0,75	$1,26 \pm 0,16$	●

Die Anwendung einer Exzentrizität von 0,3 ist als kritisch einzustufen, da die auftretende axiale logarithmische Dehnungsdifferenz von $\Delta\varphi_{zz} = 1,26$ den maximal zulässigen Wert von $\Delta\varphi_{zz} = 0,38$ deutlich überschreitet, vgl. auch Abb. 7.15(b). Bei diesem Kennwert ist ein hybrider Al-Mg-Verbund mit einer hochgradigen Schädigung zu erwarten und die Verbundqualität kann nicht sichergestellt werden. Zur besseren Veranschaulichung und Beurteilung der Kennwerte von s_{\min} sind in der Tabelle 7.8 zusätzlich die axialen logarithmischen Dehnungsdifferenzen für s_{\max} vollständigshalber aufgelistet.

Tab. 7.8: Übersicht der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{zz}$ bei verschiedenen Exzentrizitäten für s_{\max} gemessen im Strang

Exzentrizität E_{Exz}	Achsversatz [mm]	a. log. Dehnungsdifferenz $\Delta\varphi_{zz}$	Beurteilung
0,0	0,00	$0,38 \pm 0,10$	●
0,1	0,25	$0,34 \pm 0,10$	●
0,2	0,50	$0,18 \pm 0,10$	●
0,3	0,75	$0,15 \pm 0,10$	●

Die Ergebnisse verdeutlichen, dass die axialen logarithmischen Dehnungsdifferenzen mit zunehmendem Aluminiummantel kleiner werden. Dadurch erhöht sich die Verbundqualität der hybriden Al-Mg-Verbunde, was die Erkenntnisse von Kittner [57] bestätigt.

Neben der axialen logarithmischen Dehnungsdifferenz werden außerdem die maximalen Schubspannungen $\Delta\tau_{\max}$ ausgewertet, vgl. Abb. 7.16. Die Unterschiede der maximalen Schubspannungen sind im Bereich der Sensormesspunkte sehr gering, weswegen die Ergebnisdarstellung tabellarisch erfolgt. Die Tabelle 7.9 zeigt, dass mit zunehmender Exzentrizität die Schubspannungsdifferenz $\Delta\tau_{\max}$ im Bereich von s_{\min} deutlich zunimmt.

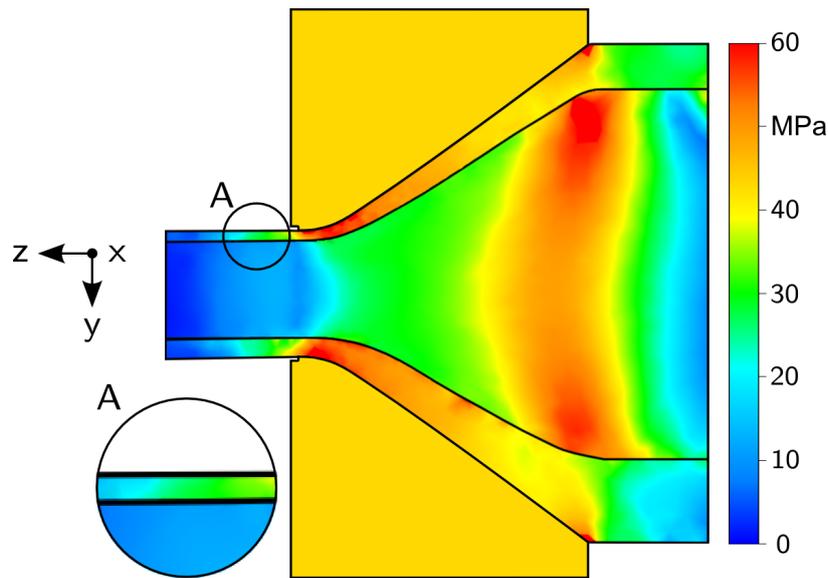


Abb. 7.16: Simulationsergebnis τ_{\max} bei einer Exzentrizität von $E_{Exz} = 0,3$

Tab. 7.9: Übersicht der maximalen Schubspannungsdifferenzen $\Delta\tau_{\max}$ bei verschiedenen Exzentrizitäten für s_{\min}

Exzentrizität E_{Exz}	Achsversatz [mm]	Schubspannungsdiff. $\Delta\tau_{\max}$ [MPa]	Beurteilung
0,0	0,00	$15,30 \pm 2,21$	●
0,1	0,25	$16,64 \pm 2,51$	● ●
0,2	0,50	$17,43 \pm 2,34$	●
0,3	0,75	$19,62 \pm 2,67$	●

Im Vergleich dazu bleibt im Bereich von s_{\max} die Schubspannungsdifferenz $\Delta\tau_{\max}$ nahezu konstant und zeigt keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich der verwendeten Exzentrizitäten, siehe Tabelle 7.10. Die ermittelten maximalen Schubspannungsdifferenzen stimmen sehr gut mit den axialen logarithmischen Dehnungsdifferenzen überein, was letztendlich verdeutlicht, dass beide Kenngrößen einen Einfluss auf die Verbundqualität besitzen.

Tab. 7.10: Übersicht der maximalen Schubspannungsdifferenzen $\Delta\tau_{\max}$ bei verschiedenen Exzentrizitäten für s_{\max}

Exzentrizität E_{Exz}	Achsversatz [mm]	Schubspannungsdiff. $\Delta\tau_{\max}$ [MPa]	Beurteilung
0,0	0,00	$15,39 \pm 2,32$	●
0,1	0,25	$14,25 \pm 2,88$	●
0,2	0,50	$12,46 \pm 2,16$	●
0,3	0,75	$12,55 \pm 2,24$	●

Zusammenfassend ergeben sich folgende Erkenntnisse hinsichtlich des exzentrischen hydrostatischen Strangpressens:

- Das *exzentrisch hydrostatische Strangpressen* ist ein neuartiges Verfahren, welches das Potenzial bietet, gradierte hybride Al-Mg-Verbunde prinzipiell herzustellen.
- Die Prozesscharakteristik entspricht im Wesentlichen dem hydrostatischen Strangpressen, wodurch die von Kittner [57] entwickelten Optimierungsstrategien sowie die Modellvorstellungen qualitativ übertragen werden können.
- Der zusätzliche Aufwand der Pressbolzenpräparation ist als unerheblicher Faktor einzustufen. Die Zerspanungstechnologie in diesem Segment ist hervorragend aufgestellt und derartige Konturen/Geometrien sind sicher realisierbar.
- Die im Abschnitt 7.2 vorgestellte Optimierungsstrategie lässt sich mit dem exzentrischen hydrostatischen Strangpressen technologisch umsetzen und sollte in weiterführenden Forschungsprojekten detailliert untersucht werden.

7.4 Kombination Mantel-Kern-Verhältnis und Exzentrizität

Aus den bisherigen Erkenntnissen wurde die Kombination von D_{16} (Massenreduktion 16 %) direkt mit einer Exzentrizität von $E_{Exz,D_{16}} = 0,34$ ausgewählt und mithilfe der numerischen Methoden auf die prinzipielle Machbarkeit überprüft. Die wesentlichen Kenngrößen sind:

- $d_{Mg} = 13,15 \text{ mm}$
- $d_{Al,au\beta en} = 20,00 \text{ mm}$
- $E_{Exz,D_{16}} = 0,34$
- $s_{min} = 2,25 \text{ mm}$
- $s_{max} = 4,60 \text{ mm}$

Bei der Exzentrizität von $E_{Exz,D_{16}} = 0,34$ entspricht die Wandstärke $s_{min} = 2,25 \text{ mm}$ exakt dem Wert der Exzentrizität von $E_{Exz} = 0,1$ bei der Machbarkeitsanalyse des EHSPs mit der Standardstrangpräparation. In der Tabelle 7.11 sind die Kenngrößen s_{Rippe} und s_{Boden} dargestellt. Die eindeutige Definition der *besten* Variante kann pauschal nicht formuliert werden.

Tab. 7.11: Einfluss der Optimierungsstrategien auf s_{Rippe} und s_{Boden}

Variante	s_{Rippe} [mm]	s_{Boden} [mm]
Standard D_5	0,15	1,45
nur Mantel-Kern-Verhältnis D_{16}	0,30	2,35
nur Exzentrizität $E_{Exz;0,1}$	0,19	1,27
Kombination $D_{16} + E_{Exz;0,34}$	0,48	1,44

Die Abbildung 7.17 verdeutlicht die Veränderungen hinsichtlich der zu erwartenden Fragmentierung der primären Grenzschicht. Insbesondere der Gratbereich bei der Kombination aus Mantel-Kern-Verhältnis plus Exzentrizität weist einen deutlich geringeren Fragmentierungsbe-
reich auf, als die ursprüngliche Variante D_5 . Die Abbildung 7.18 zeigt ergänzend den erzielten Querschnitt im Vergleich zum Standard D_5 , Mantel-Kern-Verhältnis D_{16} sowie zur $E_{Exz;0,1}$.

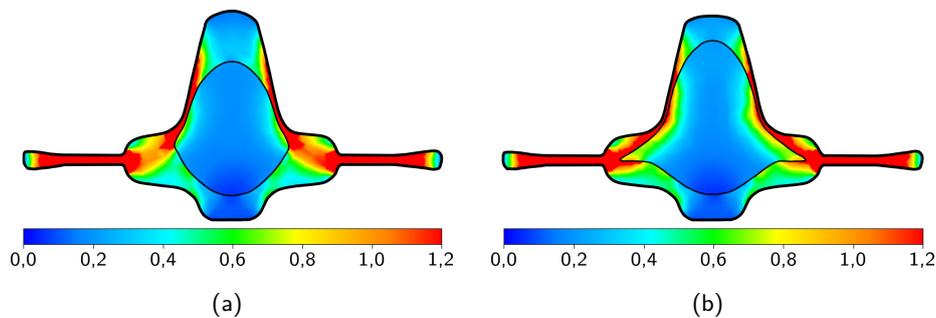


Abb. 7.17: Ergebnisdarstellung des Versagenskriteriums im Querschnitt, (a) Kombination von Mantel-Kern-Verhältnis und Exzentrizität, (b) D_5

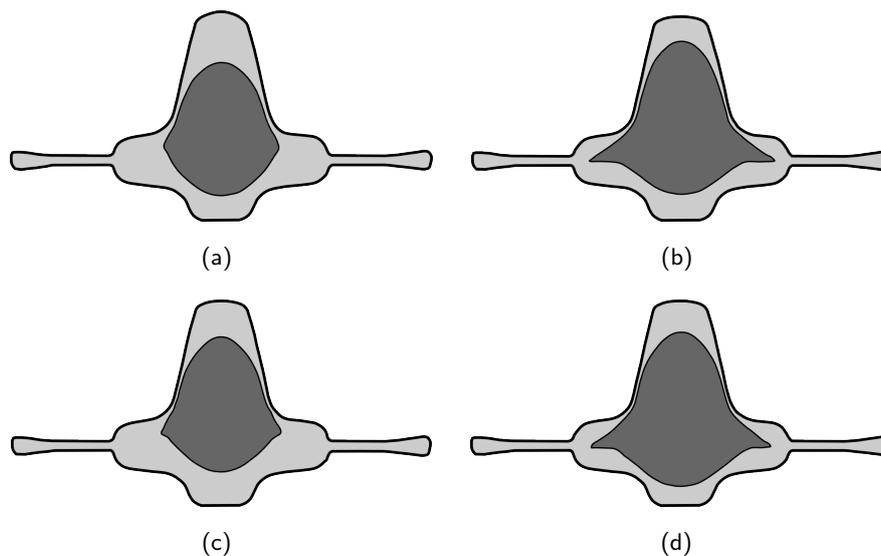


Abb. 7.18: Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse im Querschnitt, (a) Kombination von Mantel-Kern-Verhältnis und Exzentrizität, (b) Standardbedingungen, (c) nur Mantel-Kern-Verhältnis, (d) nur Exzentrizität

Die Entscheidung, welche der vorgestellten Optimierungsstrategien sinnvoll angewendet werden kann, ist im Wesentlichen abhängig vom herzustellenden Bauteil. Die Bauteilform, ein symmetrischer bzw. asymmetrischer Querschnitt oder Funktionsbereich, bestimmen die Optimierungsstrategie. Aus den dargestellten Kenngrößen wird klar ersichtlich, dass bei der Auslegung von hybriden Bauteilen bereits der Herstellungsprozess der Halbzeuge berücksichtigt werden muss. Durch frühzeitige Einbeziehung der Fertigungstechnologie (Umform- und Zerspanungs-

technologien) ergeben sich prozessspezifische Charakteristika, die bei der Umsetzung hybrider Bauteile berücksichtigt werden müssen.

Wenn das Bauteil endkonturnah mittels Umformprozessen herstellbar ist und nur sehr geringe Zerspanprozesse notwendig sind, so lässt sich eine maximale Massenreduktion auf Basis der größtmöglichen Ausnutzung der Exzentrizität erzielen. Bei diesem Ansatz sollten die Zielgrößen s_{Rippe} und s_{Boden} gleichwertig minimiert werden. Im dargestellten Beispiel entspricht das bei einer Exzentrizität $E_{\text{Exz},0,2}$ einer Rippenwandstärke $s_{\text{Rippe}} = 0,19$ mm und Rippenbodenstärke $s_{\text{Boden}} = 1,27$ mm.

Wenn Funktionsflächen bspw. für Lagerflächen o.ä. erforderlich sind, dann empfiehlt sich die Kombination von Mantel-Kern-Verhältnis und Exzentrizität. Im vorgestellten Beispiel kann bei einer Kombination von D_{16} mit der Exzentrizität von $E_{\text{Exz},D_{16}} = 0,34$ eine Rippenwandstärke $s_{\text{Rippe}} = 0,48$ mm und Rippenbodenstärke $s_{\text{Boden}} = 1,44$ mm erzielt werden. Beide Kenngrößen besitzen genügend Spielraum für anschließende Zerspanungsprozesse. Dadurch lässt sich bei einer höchstmöglichen Massenreduktion bei gleichzeitiger hervorragender Zerspanbarkeit ein optimiertes hybrides Bauteil ableiten.

7.5 Fazit Optimierungsstrategien

1. Die Optimierungsstrategie basierend auf der gezielten Modifikation des Mantel-Kern-Verhältnisses besitzt ein hohes Potenzial für die Optimierung symmetrischer Querschnitte bei hybriden Verbunden. Aufgrund von Vorgaben (Gewichtsreduktion, Funktionsflächen, Fertigungszuschläge, etc.) kann auf Basis einer numerischen Prozessauslegung gezielt ein Mantel-Kern-Verhältnis festgelegt werden, worauf basierend hybride Halbzeuge gefertigt werden.
2. Das Konzept der exzentrischen Verlagerung des Kernwerkstoffs erweitert den Gestaltungsspielraum von hybriden Verbunden, insbesondere für asymmetrische Querschnitte, erheblich und bietet die Möglichkeit analog dem Mantel-Kern-Verhältnis, maßgeschneiderte hybride Verbunde der Produktentwicklung zur Verfügung zu stellen.
3. Die Kombination des Mantel-Kern-Verhältnisses mit dem exzentrisch verlagerten Kernwerkstoff ist der abschließende Ansatz, indem die jeweiligen Vorteile der methodischen Ansätze integrativ miteinander verknüpft werden. Dadurch wird das Maximum aus den hybriden Verbunden, unter Berücksichtigung der technologischen Vorgaben, erzielt.
4. Das vorgestellte neuartige Verfahren EHSP – exzentrisches hydrostatisches Strangpressens – veranschaulicht, dass die Herstellung exzentrischer hybrider Verbunde grundsätzlich möglich ist. Eine erste experimentelle Überprüfung mit einer geringen Ausgangsexzentrizität war bereits erfolgreich. Die Verfahrensentwicklung im Zusammenhang mit der Ableitung von Gestaltungsrichtlinien basierend auf den Optimierungsstrategien Mantel-Kern-Verhältnis sowie die gezielte Einbringung der Exzentrizität ist ein Schwerpunkt zukünftiger Forschungsarbeit.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Formänderungsvermögen von hybriden Al-Mg-Verbunden. Diese hybriden Verbunde werden mittels hydrostatischem Strangpressen hergestellt und sind gekennzeichnet durch eine stoffschlüssige Verbindung. Aufgrund von Diffusionsprozessen bilden sich während des Strangpressens die intermetallischen Phasen β -Al-Mg sowie γ -Al-Mg.

Die Basis der Untersuchungen waren die experimentellen Analysen der grundlegenden Beanspruchungsarten Stauchen, Breiten und Steigen, um eine umfassende Charakterisierung der Umformbarkeit derartiger hybrider Verbunde zu gewährleisten. Zusätzlich erfolgte die Ableitung eines komplexen Bauteils (SMART-Body), um die Umformbarkeit der hybriden Verbunde hinsichtlich industrieorientierter Formelemente zu demonstrieren. Um diese Zielstellungen zu erreichen, erfolgte zuerst die Herleitung von geeigneten Umformgesenken, der Aufbau des Experimentierfeldes sowie die Definition geeigneter Variationsparameter (Tribologie, Gesenkttemperatur, Umformtemperatur).

Bei den Untersuchungen wurde eine belastungsabhängige Umformbarkeit der hybriden Al-Mg-Verbunde festgestellt. Beim Schmiedeprozess Stauchen erfährt das hybride Halbzeug eine axiale Belastungsrichtung, was der Strangpressrichtung der Al-Mg-Verbunde entspricht. Bei einer derartigen Belastungs- bzw. Umformrichtung kann der Al-Mg-Verbund schadigungsfrei umgeformt werden, d.h., die Grenzschicht zeigt keine Schädigungen.

Im Gegensatz zu den Schmiedeprozessen Breiten, Steigen und SMART-Body liegt dort stets eine Grenzschichtfragmentierung vor. Bei diesen Umformvorgängen erfolgt die Belastungsrichtung immer quer zur Halbzeugachse. Dieses Phänomen konnte auf die Gefügestruktur der intermetallischen Phasen zurückgeführt werden. Die Grenzschicht besitzt eine ausgeprägte Pancake-Struktur des Gefüges, welches in Abhängigkeit der Belastungsrichtung deren Umformbarkeit positiv bzw. negativ beeinflusst. Beim Umformvorgang in Achsrichtung der Halbzeuge wird die Pancake-Struktur platt gedrückt, was sich hinsichtlich der Umformbarkeit der Grenzschicht positiv auswirkt. Im Gegensatz zur Belastungsrichtung quer zur Längsachse der Halbzeuge besitzt die Pancake-Struktur eine Kerbwirkung, die letztendlich zur Fragmentierung der Grenzschicht und somit zu deren Fragmentierung führt.

Des Weiteren haben die Untersuchungen gezeigt, dass die Fragmentierung der Grenzschicht immer zu deren Fragmentierung führt und sich durch Diffusionsprozesse eine zweite Grenzschicht bildet. Die primäre Grenzschicht (vom Strangpressprozess) zerbricht lastabhängig in Fragmente, wobei die Fragmentgröße und die Fragmentverdrehung lokal unterschiedlich vorliegen. Durch das Aufeinandertreffen der reinen Verbundwerkstoffe kommt es zu deren Verschweißung sowie zur Diffusion, was zur Bildung einer sekundären Grenzschicht (vom Schmiedeprozess), ausschließlich bestehend aus der Phase γ -Al-Mg, führt.

Mithilfe der numerischen Methoden konnte die Belastungsabhängigkeit der Fragmentierung auf die unterschiedlichen Stauchungen und Dehnungen der Grenzschicht während des Umformvorgangs zurückgeführt werden. Eine Stauchung der primären Grenzschicht ist dabei immer unkritisch, wogegen eine Streckung der Grenzschicht stets zur Fragmentierung der Grenzschicht führt. Des Weiteren konnte die Verdrehung der Fragmente auf die wirkenden Schubspannungen zurückgeführt werden und der Grad der Verdrehung auf die Fragmentgröße selbst. Außerdem hat die experimentelle sowie numerische Beurteilung der Einflussfaktoren gezeigt, dass die Grenzschichtfragmentierung unabhängig ist von der Umform- und Gesenktemperatur sowie des tribologischen Systems.

Für die numerische Analyse der Grenzschichtfragmentierung erfolgte die Herleitung eines integralen Versagenskriteriums auf Basis des Vergleichsumformgrads und der maximalen Schubspannung. Durch dessen Anwendung wird die Fragmentierung der Grenzschicht im numerischen Modell dargestellt und somit lassen sich kritische Bereiche vom Berechnungsingenieur identifizieren.

Abschließend wurden Optimierungsstrategien für die Anwendung von hybriden Al-Mg-Verbunden auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse abgeleitet. Die Modifikation des Mantel-Kern-Verhältnisses sowie die gezielte Anwendung von Exzentrizitäten bieten die Möglichkeit, anforderungsspezifische maßgeschneiderte hybride Al-Mg-Verbunde zu realisieren. Mithilfe des neuartigen exzentrischen hydrostatischen Strangpressens lassen sich derartig gradierte hybride Verbunde herstellen. Mithilfe der erarbeiteten Optimierungsstrategien wird das Anwendungsspektrum der Al-Mg-Verbunde deutlich erweitert.

8.2 Ausblick

Neben den bisher erzielten Erkenntnissen ergeben sich noch weitere Aspekte, die die Umformbarkeit der hybriden Verbunde bzw. die angewandten Methoden verbessern können. Zum einem ist es zweckmäßig, das entwickelte Versagenskriterium dahin gehend zu erweitern, dass werkstoffspezifische Merkmale mit berücksichtigt werden. Dadurch lässt sich die Schädigungsvorhersage bei hybriden Verbunden im FE-System verbessern und somit die Anwendung des Versagenskriteriums optimieren.

Die Hauptursache der Fragmentierung ist die Gefügestruktur der intermetallischen Phasen, insbesondere deren Pancake-Struktur. Eine gezielte Wärmebehandlung zur Modifikation der in-

termetallischen Phase, insbesondere der Auflösung der β -Al-Mg-Phase erscheint zweckmäßig, da die γ -Al-Mg-Phase gegenüber der β -Al-Mg-Phase duktiler ist. Eine Voruntersuchung hat gezeigt, dass eine Auflösung der β -Al-Mg-Phase möglich ist und sich der gefundene Fragmentierungsmechanismus vollständig übertragen lässt, vgl. Abb. 8.1.

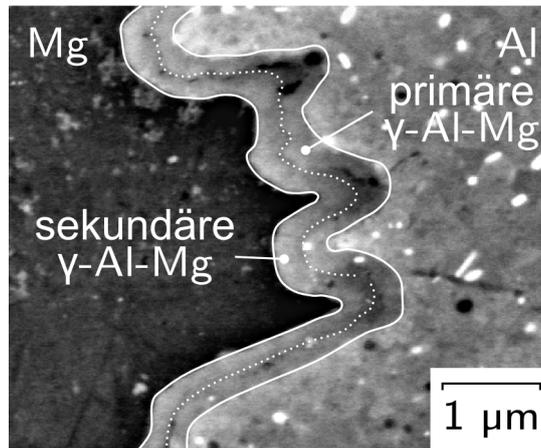


Abb. 8.1: Gezielte Wärmebehandlung zur Auflösung der β -Al-Mg-Phase mit anschließender Umformung, Ausbildung einer sekundären γ -Al-Mg-Phase auf der primären γ -Al-Mg-Phase, Grenzschichtkontur nachgezogen; Bildquelle [80]

Neben der gezielten Wärmebehandlung ist das exzentrische hydrostatische Strangpressen experimentell umzusetzen und das vorgelegte Konzept zu validieren. Der Fokus liegt dabei auf der Herleitung eines abgesicherten Prozessfensters, um das Potenzial der gradierten Al-Mg-Verbunde voll auszuschöpfen. Ein Teststrang mit einer geringfügigen Exzentrizität (Ausgangsbolzen $E_{\text{Exz.}}$ von 0,08; Achsversatz 0,8 mm) konnte bereits erfolgreich umgesetzt werden.

Des Weiteren wird die Ableitung einer Referenzprozesskette zur Auslegung von hybriden Al-Mg-Verbunden als sinnvoll erachtet. Unter Berücksichtigung der DIN 7523-2 sollte die Werkzeuggestaltung im Zusammenhang mit den bisher gewonnenen Erkenntnissen untersucht werden. Darauf aufbauend ist es zweckmäßig, eine Referenzprozesskette zum Schmieden von hybriden Bauteilen abzuleiten bzw. Gestaltungsempfehlungen zu herzuleiten ähnlich wie Herbertz u. a.

Diese Referenzprozesskette kann außerdem sinnvoll um die Erkenntnisse der Oberflächenbehandlung der Al-Mg-Verbunde aus dem SFB 692 ergänzt werden. Durch den Einsatz von u.a. Plasmaanodisieren konnte das Magnesium sowie die Grenzflächen im Kontaktbereich zwischen Aluminium und Magnesium erfolgreich gegen Korrosion geschützt werden [50]. Diese Ergebnisse sind deshalb von besonderem Interesse, da bei der Weiterverarbeitung von umgeformten hybriden Al-Mg-Verbunde oftmals Funktionsflächen (Bohrungen etc.) vorhanden sind, die zwingend gegen Korrosion geschützt werden müssen. Die Integration des Korrosionsschutzes in diese Referenzprozesskette ist sinnvoll und zweckmäßig, um die Anwendung von hybriden Al-Mg-Verbunden ganzheitlich zu betrachten.

Literatur

- [1] ASTM B275. *Standard Practice for Codification of Certain Nonferrous Metals and Alloys, Cast and Wrought*. 2005.
- [2] Alcaraz, J. L. und Gil-Sevillano, J. „An analysis of the extrusion of bimetallic tubes by numerical simulation“. In: *International Journal of Mechanical Sciences* Band 38 (1996), S. 157–173.
- [3] Alexander, H. *Physikalische Grundlagen der Elektronenmikroskopie*. Teubner Verlag, 2007.
- [4] Andersson, R., Melander, A. und Thoors, H. „Experimental study of hot forgeability of Mg alloy AZ80“. In: *New Developments in Forging Technology*. Hrsg. von Liewald, M. MAT Info, 2013, S. 271–279.
- [5] Awiszus, B. „Methode zur rechnergestützten Konstruktion von Schmiedewerkzeugen“. Diss. Hannover: Universität Hannover, 1989.
- [6] Awiszus, B. *Grundlagen der Fertigungstechnik: mit 55 Tabellen*. 3. Aufl. München: Hanser Verlag, 2007.
- [7] Awiszus, B. und Kittner, K. „Herausforderungen bei der Simulation von Werkstoffverbunden als zukünftige Anwendung in der Umformtechnik.“ In: *SFU 2007*. Bd. 14. 2007, S. 99–112.
- [8] Ayada, M., Higashina, T. und Mori, K. „Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials“. In: *Advanced Technology of Plasticity 1987, Proc. of the 2nd Int. Conf.* Hrsg. von Lange, K. 1987, S. 553–558.
- [9] Bargel, H.-J., Hilbrans, H. und Schulze, G. *Werkstoffkunde*. 10. Aufl. Berlin: Springer-Verlag, 2008.
- [10] Barton, G. „Finite-Elemente Modellierung des hydrostatischen Strangpressens von Magnesiumlegierungen“. Diss. Aachen: RWTH Aachen, 2009.
- [11] Bartz, W. J. *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Bd. 13. Handbuch der Tribologie und Schmierungstechnik. Renningen-Malmsheim: expert verlag, 2004.
- [12] Bathe, K.-J. *Finite-Elemente-Methoden*. 2. Aufl. Berlin: Springer-Verlag, 2002.
- [13] Bauser, M., Sauer, G. und Siegert, K. *Strangpressen*. 2. Aufl. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2001.

- [14] Behrens, B. A. und Holz, F. „Verbundschmieden hybrider Stahl-Aluminium Bauteile“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 39 (2008), S. 599–603.
- [15] Behrens, B. A. und Kosch, K.-G. „Production of Strong Steel-Aluminum Composites by Formation of Intermetallic Phases in Compound Forging“. In: *steel research international* 82 (2011), S. 1261–1265.
- [16] Behrens, B. A., Hagen, T., Mielke, J. und Knigge, J. „Herstellung komplexer Verbindungselemente aus Aluminiumlegierungen durch Umformen mit überlagertem hydrostatischen Druck“. In: *7. Industriekolloquium, Sonderforschungsbereich SFB 675, Erzeugung hochfester metallischer Strukturen und Verbindungen durch gezieltes Einstellen lokaler Eigenschaften*. Industriekolloquium. 2009, S. 129–136.
- [17] Behrens, B. A., Holz, F. und Kosch, K.-G. „Hybridteile induktiv erwärmen. Simulation“. In: *Umformtechnik* 45 (2011), S. 36–37.
- [18] Behrens, B. A., Bouguecha, A., Klassen, A., Odening, D. und Biströn, M. „Verschleißreduzierung durch Beschichtungen und numerische Verschleißvorhersage in der Warmmassivumformung“. In: *Verformungskundliches Kolloquium, 30*. Leoben: Montanuniversität Leoben, 2011, S. 37–42.
- [19] Behrens, B. A., Bouguecha, A., Hadifi, T. und Klassen, A. „Numerical and Experimental Investigations on the Service Life Estimation for Hot-Forging Dies“. In: *Key Engineering Materials* 504-506 (2012), S. 163–168.
- [20] Ben Khalifa, N., Becker, D., Pietzka, D. und Tekkaya, A. E. „Strangpressen - Innovative Verfahren für Leichtbau und Ressourcenschonung“. In: *International Aluminium Journal* 85 (2009), S. 95–100.
- [21] Bouguecha, A. *Bedeutung der Material- und Reibmodellierung in der numerischen Simulation auf Basis der FEM*. Garbsen PZH-Verl., 2013.
- [22] Brecher, C., Schapp, L. und Tannert, M. „Simulation-aided optimization of multi-stage dies - Coupled simulation of forging processes with non-linear-elastic machine models“. In: *International Conference on Process Machine Interactions, 1*. Garbsen: PZH Produktionstechnisches Zentrum, 2008, S. 167–174.
- [23] Cockcroft, M. G. und Latham, D. J. „A simple Criterion of Fracture of ductile Materials“. In: *NEL Report* 240 (1966).
- [24] DIN 1729-1. *Magnesiumlegierungen; Knetlegierungen*. 1982-08.
- [25] DIN 7523-2. *Schmiedestücke aus Stahl; Gestaltung von Gesenkschmiedestücken; Bearbeitungszugaben, Seitenschrägen, Kantenrundungen, Hohlkehlen, Bodendicken, Wanddicken, Rippenbreiten und Rippenkopfradien*. 1986-09.
- [26] DIN 8582. *Fertigungsverfahren Umformen - Einordnung; Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht*. 2003-09.

- [27] DIN 8583-1. *Fertigungsverfahren Druckumformen-Teil 1: Allgemeines; Einordnung, Unterteilung, Begriffe*. 2003-09.
- [28] DIN 9715. *Halbzeug aus Magnesium-Knetlegierungen; Eigenschaften*. 1982-08.
- [29] DIN EN 571-1. *Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen*. 1997.
- [30] Dietrich, D., Nickel, D., Krause, M. und Lampke, T. „Das Interface von Al-Mg-Werkstoffverbunden“. In: *Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, 18. Bd. 41. Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen. Chemnitz: TU Chemnitz, 2011, S. 399–404.
- [31] Dietrich, D., Nickel, D., Krause, M., Lampke, T., Coleman, M. P. und Randle, V. „Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminium and magnesium alloys“. In: *Journal of Materials Science* 46 (2011), S. 357–364.
- [32] Disque, M., Becker, R. und Both, N. „Bestimmung der Exzentrizität von nahtlosen Rohren aus NE-Metallen: Eccentricity determination in seamless nonferrous metal tubes“. In: Bd. 89. DGZfP-Berichtsband. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung (DGZfP), S. 1–7.
- [33] Doege, E. und Behrens, B. A. *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2010.
- [34] Dubbel, H., Grote, K.-H. und Feldhusen, J. *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*. 23. Aufl. Berlin: Springer-Verlag, 2011.
- [35] Ebert, A. „Berücksichtigung der elastischen Werkzeugdeformation im Bereich der Massivumformung am Beispiel Gesenkschmieden“. Diss. Chemnitz: TU Chemnitz, 2009.
- [36] Engelhardt, M., Grittner, N., Haverkamp, H., Stelling, O., Reimche, W., Bormann, D. und Bach, F. W. „Extrusion of hybrid sheet metals“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 212 (2011), S. 1030–1038.
- [37] Feuerhack, A., Binotsch, C., Awiszus, B., Wolff, A., Brämer, C. und Stockmann, M. „Materialeigenschaften und Formänderungsvermögen von stranggepressten Al-Mg-Verbunden in Abhängigkeit der Temperatur“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 43 (2012), S. 601–608.
- [38] Feuerhack, A., Binotsch, C. und Awiszus, B. „Formability of Hybrid Aluminum-Magnesium Compounds“. In: *Key Engineering Materials* 554-557 (2013), S. 21–28.
- [39] Feuerhack, A., Binotsch, C. und Awiszus, B. „Vom Al-Mg-Verbund zum hybriden Bauteil“. In: *SFU, 20. Sächsische Fachtagung Umformtechnik*. SFU. 2013, S. 33–42.
- [40] Feuerhack, A., Binotsch, C., Wolff, A., Awiszus, B. und Kittner, K. „A numerical criterion for quality prediction of bimetal strands“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214 (2014), S. 183–189.

- [41] Foydl, A., Khalifa, N. B., Broisius, A. und Tekkaya, A. E. „Numerische Beschreibung der Mikrostrukturentwicklung beim Strangpressen am Beispiel der Aluminiumlegierungen EN AW-6082 und EN AW 7020“. In: *International Aluminium Journal* 86 (2010), S. 56–60.
- [42] Foydl, A., Pfeiffer, I., Kammler, M., Pietzka, D., Matthias, T., Jäger, A., Tekkaya, A. E. und Behrens, B. A. „Manufacturing of Steel-Reinforced Aluminum Products by Combining Hot Extrusion and Closed-Die Forging“. In: *Key Engineering Materials* 504-506 (2012), S. 481–486.
- [43] Fritz, A. H. *Fertigungstechnik*. 8. Aufl. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008.
- [44] Gloor, R. und Vrubl, R. *Verfahren zum Strangpressen von Rohrprofilen, Patent EP 1203623 A1*. 2002.
- [45] Gosh, A. „Tensile instability and necking in materials with strain hardening and strain-rate hardening“. In: *Acta Met.* 25 (1977), S. 1413–1424.
- [46] Grittner, N., Haverkamp, H., Stelling, O., Bormann, D., Schimanski, K., Nikolaus, M., Hehl, A. v., Bach, F. W. und Zoch, H. W. „Verbundstrangpressen von Titan-Aluminium-Verbindungen“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40 (2009), S. 901–906.
- [47] Großmann, K., Wiemer, H., Hardtmann, A. und Penter, L. „The advanced forming process model including the elastic effects of the forming press and tool“. In: *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 8 (2008), S. 41–54.
- [48] Großmann, K., Penter, L., Schenke, C. und Hardtmann, A. „Systematische Berücksichtigung der Ziehkissenanlage von Umformpressen in FE-Prozess-Simulationen“. In: *SFU, 20. Sächsische Fachtagung Umformtechnik*. SFU. 2013, S. 110–121.
- [49] Güley, V., Ben Khalifa, N. und Tekkaya, A. E. „Strangpressen von Profilen aus Aluminiumspänen.“ In: *International Aluminium Journal* 87 (2011), S. 93–97.
- [50] Händel, M., Nickel, D., Alisch, G. . und Lampke, T. „Mikro- und makroelektrochemische Untersuchungen des Korrosionsverhaltens eines Al/Mg-Werkstoffverbundes“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 43 (2012), S. 596–600.
- [51] Hensel, A. und Spittel, T. *Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1986.
- [52] Herberitz, R., Hermanns, H. und Labs, R. *Massivumformung kurz und bündig*. 1. Aufl. Hagen: Industrieverband Massivumformung e. V., 2013.
- [53] Hornbogen, E. und Warlimont, H. *Metalle: Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 5. Aufl. Berlin: Springer-Verlag, 2006.
- [54] Kammer, C. *Aluminium-Taschenbuch, Band 1-3*. Überarb. Aufl. der 16. Aufl. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2002.
- [55] Kammer, C. *Magnesium Taschenbuch*. 1. Aufl. Berlin: Beuth, 2011.

- [56] Kammler, M., Hadifi, T., Götze, T. und Bouguecha, A. „Numerische Untersuchungen zur Ausbildung der Scherzone beim Strangpressen von Aluminium“. In: *UTF science II* (2010), S. 1–10.
- [57] Kittner, K. „Integrativer Modellansatz bei der Co-Extrusion von Aluminium-Magnesium-Verbunden“. Diss. Chemnitz: TU Chemnitz, 2012.
- [58] Kittner, K. und Awiszus, B. „Numerical and experimental investigations of the production processes of coextruded Al/Mg- compounds and the strength of the interface“. In: *Key Engineering Materials* 424 (2009), S. 129–135.
- [59] Kittner, K. und Awiszus, B. „The Process of Co-Extrusion – An Analysis“. In: *Key Engineering Materials* 491 (2011), S. 81–88.
- [60] Kittner, K. und Wolff, A. „Untersuchung des Fließverhaltens bei Aluminium-Magnesium Werkstoffverbunden“. In: *12. RoundTable Simulating Manufacturing*. 2010, S. 295–309.
- [61] Kittner, K., Awiszus, B., Lehmann, T., Stockmann, M. und Naumann, J. „Numerische und experimentelle Untersuchungen zur Herstellung von stranggepressten Al/Mg-Werkstoffverbunden und zur Festigkeit des Interface“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40 (2009), S. 532–539.
- [62] Kittner, K., Binotsch, C., Awiszus, B., Lehmann, T. und Stockmann, M. „Herstellungsprozess zur Erzeugung schädigungsarmer Aluminium/Magnesium-Verbunde und Analyse der mechanischen Grundeigenschaften sowie der Interfacefestigkeit“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 41 (2010), S. 744–755.
- [63] Kittner, K., Binotsch, C. und Awiszus, B. „Models for determination of interface strength and quality of aluminum-magnesium compounds“. In: *Steel Research International* 81 (2010), S. 454–457.
- [64] Klocke, F. und König, W., Hrsg. *Umformen*. 5. Aufl. Bd. 4. Fertigungsverfahren. Berlin: Springer-Verlag, 2006.
- [65] Kosch, K.-G., Frischkorn, C., Huskic, A., Odening, D., Pfeiffer, I., Prüß, T. und Vahed, N. „Effizienter Leichtbau durch belastungsangepasste und anwendungsoptimierte Multimaterial-Schmiedebauteile“. In: *UTF science I* (2012), S. 1–17.
- [66] Kosch, K.-G., Pfeiffer, I., Foydl, A., Behrens, B. A. und Tekkaya, A. E. „Schmieden von partiell stahlverstärkten Aluminiumhalbzeugen“. In: *UTF science III* (2012), S. 1–9.
- [67] Lange, K. *Umformtechnik: Band 1: Grundlagen*. 1. Aufl. Bd. 1. Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Springer-Verlag, 1988.
- [68] Lange, K. und Liewald, M. *Umformtechnik: Band 2: Massivumformung*. 2. Aufl. Bd. 2. Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Springer-Verlag, 1988.
- [69] Lange, K. und Meyer-Nolkemper, H. *Gesenkschmieden*. 2. Aufl. Berlin, New York: Springer-Verlag, 1977.

- [70] Lehmann, T. „Experimentell-numerische Analyse mechanischer Eigenschaften von Aluminium-Magnesium-Werkstoffverbunden“. Diss. Chemnitz: TU Chemnitz, 2012.
- [71] Lehmann, T., Stockmann, M. und Naumann, J. „Experimental and Numerical Investigations of Al/Mg Compound Specimens under Load in an Extended Temperature Range“. In: *FME-Transaction* 37 (2009), S. 1–8.
- [72] Lehmann, T., Stockmann, M., Kittner, K., Binotsch, C. und Awiszus, B. „Bruchmechanische Eigenschaften von Al/Mg-Verbunden und deren Fließverhalten im Herstellungsprozess“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 42 (2011), S. 612–623.
- [73] Lücke, M. und Stonis, M. „Ceramic-steel bonds for adhesion reduction during aluminium forging“. In: *International Aluminium Journal* 85 (2009), S. 72–74.
- [74] Ludwik, P. *Elemente der technologischen Mechanik*. Berlin: Springer, 1909.
- [75] McClintock, F. A., Kim, Y. J. und Parks, D. M. „A criterion for plane strain, fully plastic, quasi-steady crack growth“. In: *International Journal of Fracture* 72 (1995), S. 197–221.
- [76] Misiolek, W. Z. und Sikka, V. K. *Physical and Numerical Analysis of bimetallic Tubes, Final Technical Report*. 2006.
- [77] Müller, S. „Weiterentwicklung des Strangpressens von AZ MG-Legierungen im Hinblick auf eine Optimierung der Mikrostruktur, des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften“. Diss. Berlin: TU Berlin, 2007.
- [78] N., N. *SFB 390 – Magnesiumtechnologie, 1995-2002*, <http://gepris.dfg.de>; Abruf Oktober 2012.
- [79] N., N. *Simufact Engineering GmbH, 8. MSC RoundTable, Simulation in der Massivumformung*. 2006.
- [80] N., N. *SFB 692 – HALS, Zentrales Projekt Z2, Professur Oberflächentechnik/Funktionswerkstoffe*. 2011–2013.
- [81] N., N. *SFB 692 - Hochfeste Aluminiumbasierte Leichtbauwerkstoffe für Sicherheitsbauteile*: www.sfb692.tu-chemnitz.de. Abruf Dezember 2012.
- [82] N., N. <http://www.alumati.eu/>; *Alumati Aluminiumservice GmbH, 5201 Seekirchen, Gewerbestrasse 2, Österreich*. Abruf Oktober 2012.
- [83] Negendank, M., Müller, S. und Reimers, W. „Coextrusion of Mg–Al macro composites“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 212 (2012), S. 1954–1962.
- [84] Negendank, M., Weber, C., Müller, S. und Reimers, W. „Coextrusion and mechanical characterization of aluminum coated Mg-profiles“. In: *Key Engineering Materials* 554-557 (2013), S. 767–775.
- [85] Ostermann, F. *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2. Aufl. Berlin: Springer-Verlag, 2007.
- [86] Oyane, M., Sato, T., Okimoto, K. und Shima, S. „Criteria for ductile fracture and their applications“. In: *Journal of Mechanical Working Technology* 4 (1980), S. 65–81.

- [87] Pfeiffer, I. „Untersuchung von Massivumformprozessen für Magnesiumlegierungen“. Diss. Hannover: Universität Hannover, 2012.
- [88] Radetic, T., Popovic, M., Romhanji, E., Milovic, B. und Dodok, R. „Microstructure evolution of the hot-rolled modified AA 5083 alloys during the two stage thermal treatment“. In: *Metalurgija – Journal of Metallurgy* 12 (2011), S. 41–47.
- [89] Reissner, J. *Umformtechnik multimedial: Werkstoffverhalten, Werkstückversagen, Werkzeuge, Maschinen*. München: Hanser, 2009.
- [90] Rice, J. R. und Tracey, D. M. „On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17 (1969), S. 201–217.
- [91] Riemelmoser, F., Kilian, H., Widlicki, P., Thedja, W., Müller, K., Garbacz und Kurzydowski, J. K. „Co-extrusion von Aluminium Magnesium Verbundwerkstoffen“. In: *Strangpressen*. Hrsg. von Gers, H. Weinheim: Wiley-VCH, 2007, S. 248–257.
- [92] Roitsch, S. „Microstructural and macroscopic aspects of the plasticity of complex metallic alloys“. Diss. Aachen: RWTH Aachen, 2008.
- [93] Roitsch, S., Heggen, M., Lipinska-Chwalek, M. und Feuerbacher, M. „Single-crystal plasticity of the complex metallic alloy phase β -Al-Mg“. In: *Intermetallics* 15 (2007), S. 833–837.
- [94] Roonguthai, W. *A chunk of vapor-deposited magnesium crystals produced by the pidgeon process at a refinery in China, 2007*. <http://en.wikipedia.org>, Abruf Februar 2013.
- [95] Rösler, J., Harders, H. und Bäker, M. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe: Mit 34 Aufgaben mit Lösungen*. 3. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2008.
- [96] Ryzinska, G. und Sliwa, R. „Ductile fracture phenomenon during extrusion of bimetal rods“. In: *Archives of Metallurgy and Materials* 51 (2006), S. 109–118.
- [97] Samson, S. „The Crystal Structure of the Phase β Mg₂Al₃“. In: *Acta Crystallogr.* 19 (1965), S. 401–413.
- [98] Sanders, D., Edwards, P., Glent, G., Ramulu, M. und Reynolds, A. „Superplastically Formed Friction Stir Welded Tailored Aluminum and Titanium Blanks for Aerospace Applications“. In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 19 (2010), S. 515–520.
- [99] Schikorra, M. und Kleiner, M. „Simulation-Based Analysis of Composite Extrusion Processes“. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 56 (2007), S. 317–320.
- [100] Schmidtchen, M. „Walzplattieren von flächigen Mehrlagenverbunden – Experiment und Theorie“. In: *MEFORM 2004 - Technologie der Werkstoffverbundherstellung durch Umformen*. Hrsg. von Kawalla, R. und Schmidtchen, M. MEFORM. 2004, S. 29–52.
- [101] Schomäcker, M. „Verbundstrangpressen von Aluminiumprofilen mit endlosen metallischen Verstärkungselementen“. Diss. Dortmund: TU Dortmund, 2006.

- [102] Steurer, W. „The Samson phase, revisited“. In: *Zeitschrift für Kristallographie* 222 (2007), S. 259–288.
- [103] Swift, H. „Plastic instability under plane stress“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1 (1952), S. 1–18.
- [104] Swiostek, J., Bohlen, J., Letzig, D. und Kainer, K. U. „Hydrostatic and Indirect Extrusion of AZ-Magnesium Alloys“. In: *Materials Science Forum* 488-489 (2005), S. 491–494.
- [105] Swiostek, J. *Erweiterung der Prozessgrenzen beim Strangpressen von Magnesiumknetlegierungen der AZ-Reihe durch das hydrostatische Strangpressverfahren*. Bd. 5. GKSS. 2008.
- [106] U.S. Geological Survey. *2012 Minerals Yearbook, Aluminum*.
- [107] U.S. Geological Survey. *2012 Minerals Yearbook, Magnesium*.
- [108] Vieregge, K. und Adlof, W. *Schmiedeteile Gestaltung Anwendung Beispiele*. 1. Aufl. Hagen: Industrieverband Massivumformung e. V., 1994.
- [109] Wagoner, R. H. und Chenot, J. L. *Metal forming analysis*. Cambridge University Press, 2001.

A Technische Ausrüstung

Doppelständer-Exzenterpresse PED 100.3-S4

- Fa. Raster Zeulenroda
- Baujahr 2002
- Nennkraft 1.000 kN
- Hub 8-130 mm
- Stößelverstellung 80 mm
- Dauerhub 50/80 min⁻¹
- Einzelhub 35/40 min⁻¹
- www.raster-zeulenroda.de

Kraftmessdose

- Fa. Kistler
- Quartz-Kraftmessdose 9091A
- Messbereich 0-1.200 kN
- Empfindlichkeit -2,2 pC/N
- www.kistler.com

Thermographiesystem

- Fa. InfraTec, VarioCAM hr head 780/30
- IRBIS[®] Professional 3, www.infratec.de

Temperierung

- Fa. HASCO, Heizpatronen Typ Z111, www.hasco.de
- Fa. Dotherm, Isolierung mit Dotherm[®] 1100, www.dotherm.de
- Fa. Linn, Kammerofen HK 70.27, Steuersystem Linn HighTerm 800p
- Fa. Regloplas, Temperierregelgerät 250KL, Steuersystem RT40

Wegmesssystem

- Fa. HBM, induktiver Wegaufnehmer Typ WA T, 100 mm, www.hbm.com/de
- Fa. Omron, Laserwegmesssystem ZX-LD 100, obsolet
- Fa. AMS, BEAM[™], www.amsonline.de

Analytische Methoden

- Fa. DIFFU-THERM, Farbeindringprüfset System B, www.diffu-therm.de
- Fa. Olympus, Olympus GX51, www.olympus-ims.com/de
- Fa. Carl Zeiss NTS, NEON 40EsB, www.semtechsolutions.com
- Fa. EDAX TSL, OIM 5.2, www.edax.com

B Fließkurven

AZ31

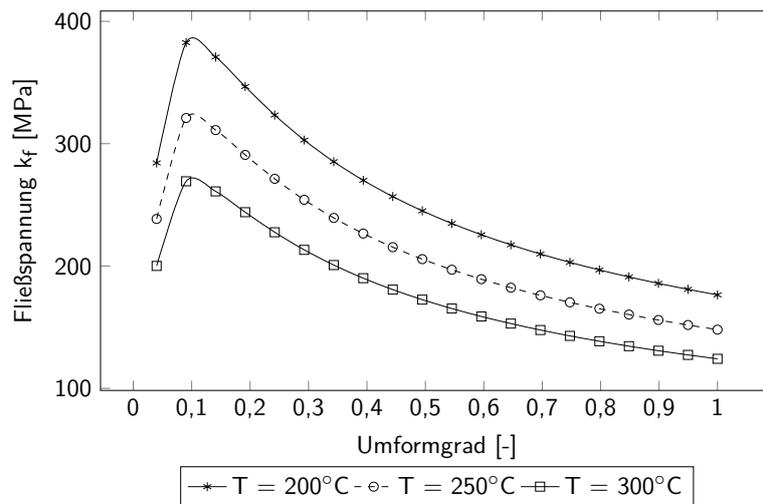


Abb. B.1: Fließkurven von AZ31 bei einer Umformgeschwindigkeit von 10 s^{-1} ; Temperatur $250\text{-}450^\circ\text{C}$, Umformgrad $0,04\text{-}1$, Umformgeschwindigkeit $1\text{-}100\text{ s}^{-1}$

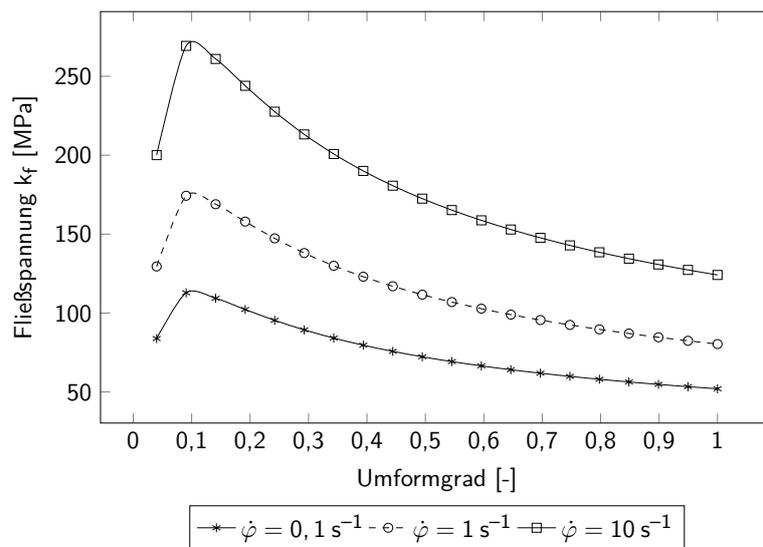


Abb. B.2: Fließkurven von AZ31 bei einer Umformtemperatur von 300°C ; Temperatur $250\text{-}450^\circ\text{C}$, Umformgrad $0,04\text{-}1$, Umformgeschwindigkeit $1\text{-}100\text{ s}^{-1}$

AlMgSi1

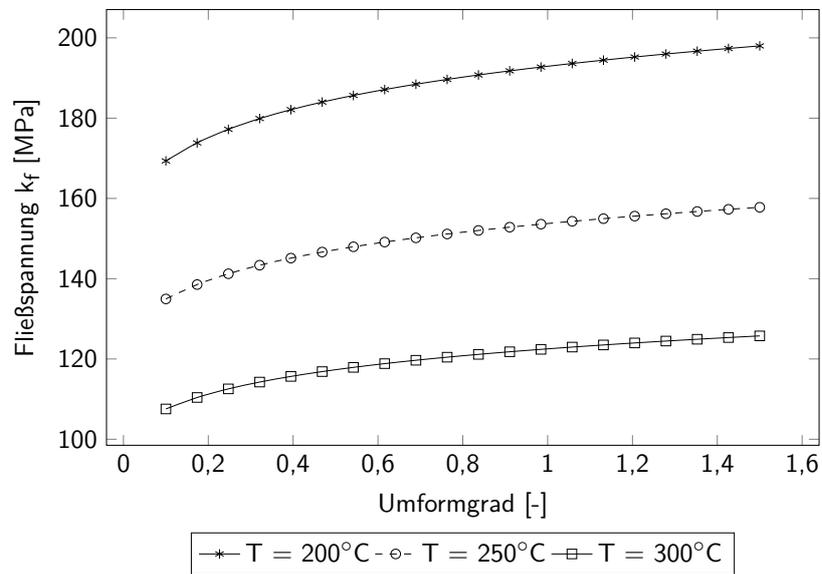


Abb. B.3: Fließkurven von AlMgSi1 (AW-6082) bei einer Umformgeschwindigkeit von 10 s^{-1} ; Temperatur 250-550 °C, Umformgrad 0,04-1,5, Umformgeschwindigkeit 1-300 s^{-1}

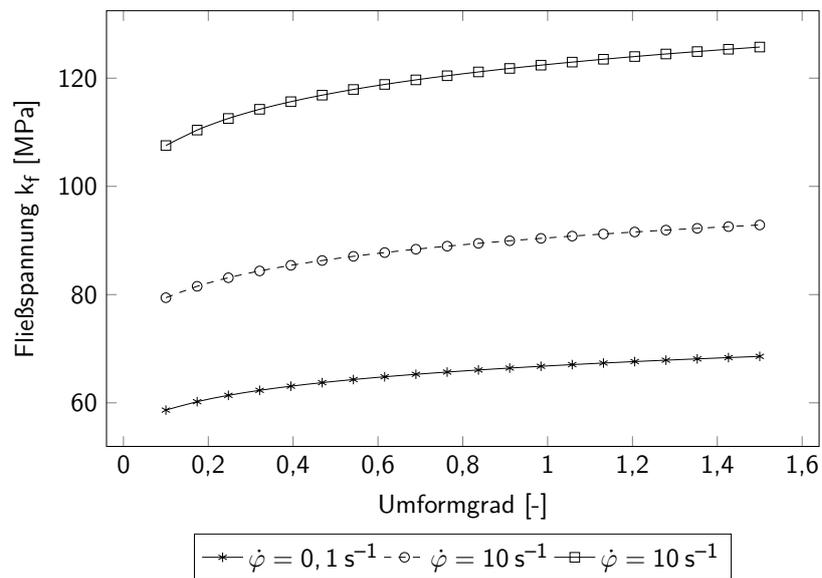


Abb. B.4: Fließkurven von AlMgSi1 (AW-6082) bei einer Umformtemperatur von 300 °C; Temperatur 250-550 °C, Umformgrad 0,04-1,5, Umformgeschwindigkeit 1-300 s^{-1}

C Daten und Diagramme

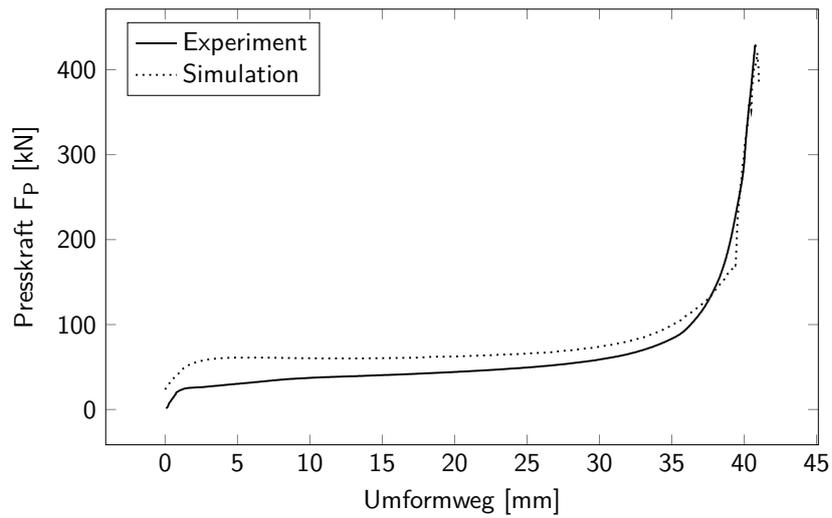


Abb. C.1: Presskraftkurve beim Stauchen, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

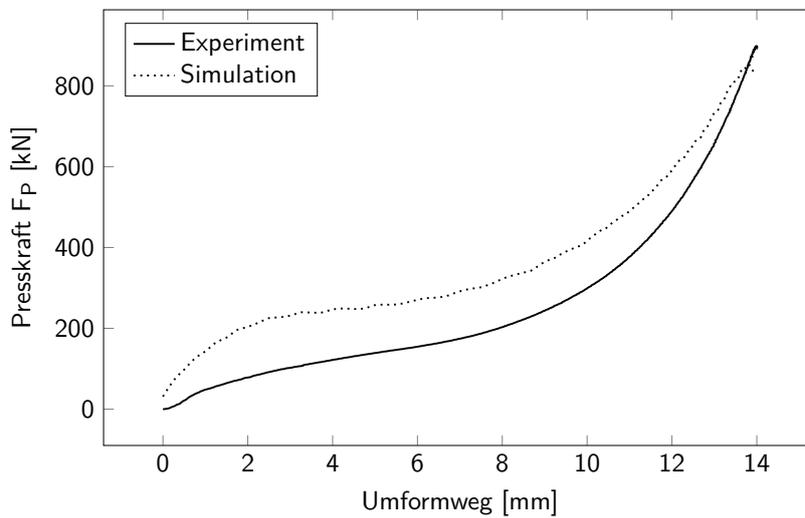


Abb. C.2: Presskraftkurve beim Breiten, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$

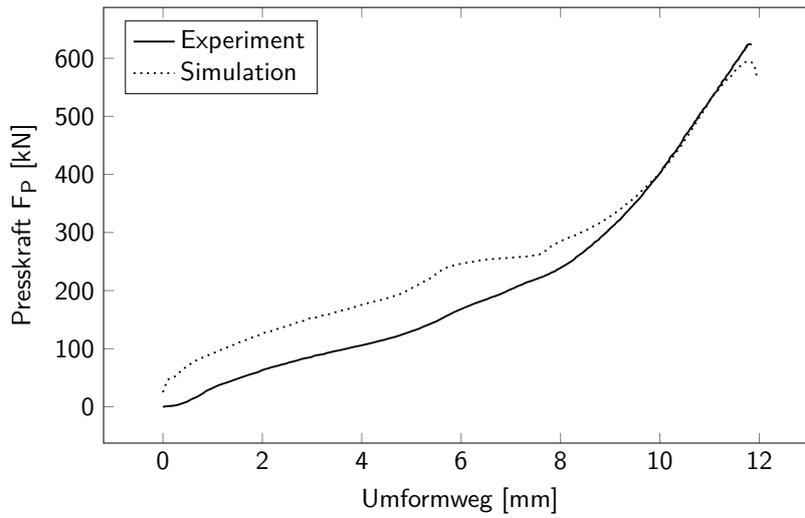


Abb. C.3: Presskraftkurve beim Steigen, $T_{Umform} = 200\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$

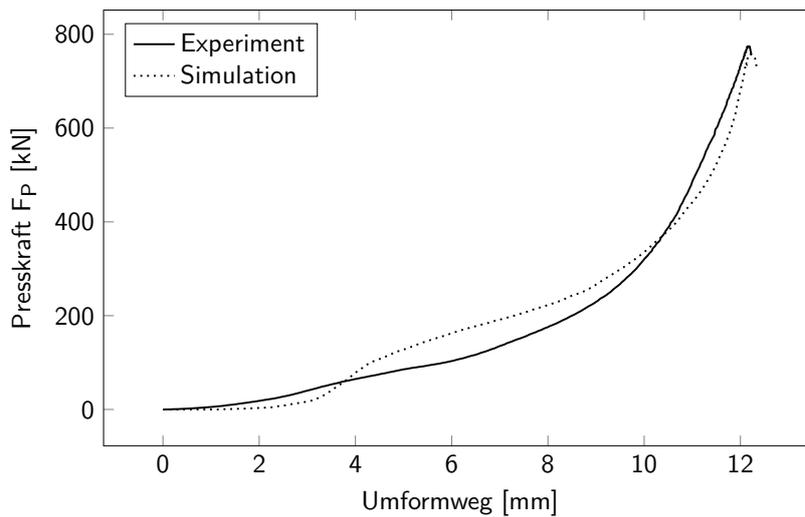


Abb. C.4: Presskraftkurve SMART-Body, $T_{Umform} = 200\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$

Tab. C.1: Vergleich Experiment mit korrespondierender Simulation beim Stauchen $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $G_{A,1} = 4,0\text{ mm}$

Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Grathöhe [mm]	$G_{A,1}$	$3,99 \pm 0,02$	4,00	+0,2
Probenhöhe [mm]	$H_{A,1}$	$11,76 \pm 0,01$	11,76	0,0
max. Presskraft [kN]	F_P	421 ± 1	422	+0,2
Temperatur [°C]	T	253	247	-2,4

Tab. C.2: Vergleich Experiment mit korrespondierender Simulation beim Breiten, $T_{Umform} = 300\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 25\text{ °C}$, $s_u = 14\text{ mm}$

Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Probenbreite [mm]	$B_{R,m}$	$51,31 \pm 0,23$	48,08	-6,7
Probenlänge [mm]	$L_{R,m}$	$83,64 \pm 0,14$	89,21	+6,7
Probendicke [mm]	$d_{R,1}$	$6,01 \pm 0,01$	6,00	-0,1
max. Presskraft [kN]	F_P	891 ± 5	852	-4,5
Temperatur [°C]	T	326	323	-0,9

Tab. C.3: Vergleich Experiment mit korrespondierender Simulation beim Steigen, $T_{Umform} = 200\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{St,1} = 1,0\text{ mm}$

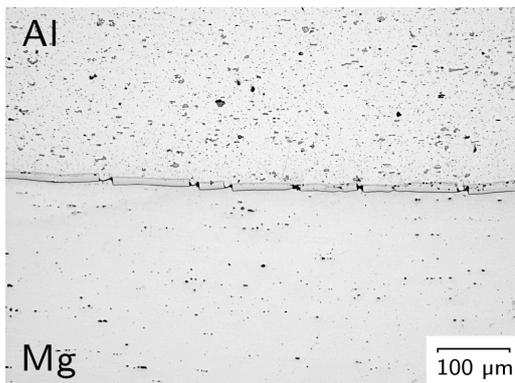
Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Gesamtbreite inkl. Grat [mm]	$B_{St,m}$	$43,61 \pm 0,23$	43,26	-0,8
Probenlänge [mm]	$L_{St,m}$	$54,09 \pm 0,02$	54,89	+1,4
Probenhöhe [mm]	$H_{St,1}$	$21,82 \pm 0,05$	21,09	-3,4
Gratstärke [mm]	$G_{St,1}$	$1,01 \pm 0,01$	1,00	-1,0
max. Presskraft [kN]	F_P	623 ± 1	594	-4,8
Temperatur [°C]	T	209	223	+6,7

Tab. C.4: Vergleich Experiment mit korrespondierender Simulation beim SMART-Body, $T_{Umform} = 200\text{ °C}$, $T_{Gesenk} = 200\text{ °C}$, $G_{S,1} = 1,5\text{ mm}$

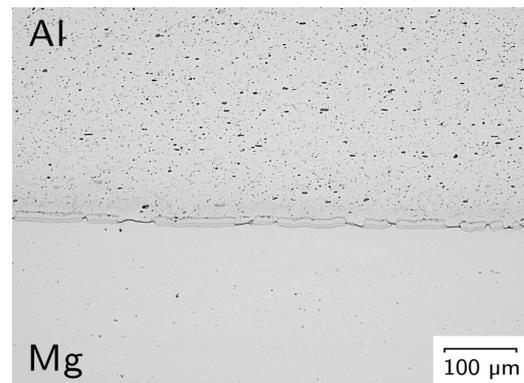
Kalibriermerkmal	Kennung	Experiment	Simulation	Abweichung [%]
Gesamtbreite inkl. Grat [mm]	$B_{S,G}$	$39,30 \pm 0,2$	38,38	-2,3
Gesamtlänge inkl. Grat [mm]	$L_{S,G}$	$54,82 \pm 0,2$	54,86	+0,1
Gratstärke [mm]	$G_{S,1}$	$1,52 \pm 0,01$	1,50	-1,3
max. Presskraft [kN]	F_P	773 ± 1	759	-1,8
Temperatur [°C]	T	215	214	-0,5

D Metallografische Analysen

Steigen



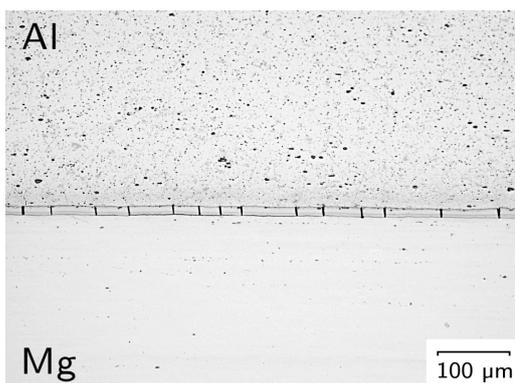
(a) Zone L-I



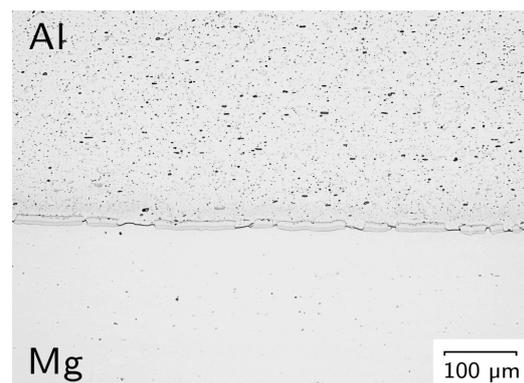
(b) Zone L-II

Abb. D.1: Längsschnittsdarstellung beim Steigen, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{St},1} = 1,0\text{ mm}$, $\varphi_{\text{v},a} = 0,68$, verschiedene Zonen, Referenzschema Kapitel 6.6.3, Abb. 6.32(b)

SMART-Body



(a) Zone L-I



(b) Zone L-II

Abb. D.2: Längsschnittsdarstellung des SMART-Bodys, $T_{\text{Umform}} = 300\text{ °C}$, $T_{\text{Gesenk}} = 200\text{ °C}$, $G_{\text{S},1} = 1,5\text{ mm}$, $\varphi_{\text{v},a} = 0,60$, verschiedene Zonen, Referenzschema Kapitel 6.6.3, Abb. 6.32(b)