

Frieder Zimmermann

Umformverhalten von großflächigen, dünnwandigen und sphärischen Strukturen im Flugzeugbau

Dresdener Formgebung
Hg. von Prof. Dr.-Ing. Alexander Brosius

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Alexander Brosius
Technische Universität Dresden
Institut für Fertigungstechnik
01062 Dresden

Frieder Zimmermann

**Umformverhalten von großflächigen,
dünnwandigen und sphärischen Strukturen im
Flugzeugbau**

Bibliografische Information der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet unter <<http://dnb.ddb.de>> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek
Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.ddb.de>>

ISBN 978-3-95908-215-0

Zugl.: Dresden, Techn. Univ., Diss., 2020

© 2020 THELEM

Universitätsverlag & Buchhandlung GmbH und Co.KG

TUDpress ist ein Imprint von THELEM

Alle Rechte vorbehalten.

All rights reserved.

Satz und Redaktion durch den Autor

Der Inhalt des Werkes wurde sorgfältig erarbeitet. Dennoch übernehmen Autor und Verleger für die Richtigkeit von Angaben, Hinweisen und Ratschlägen sowie für eventuelle Druckfehler keine Haftung.

Printed in Germany.

Umformverhalten von großflächigen, dünnwandigen und sphärischen Strukturen im Flugzeugbau

Von der Fakultät Maschinenwesen

der

Technischen Universität Dresden

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

angenommene Dissertation

Dipl.-Ing. Frieder Zimmermann

Geboren am 20.05.1987 in Karl-Marx-Stadt (jetzt Chemnitz)

Tag der Einreichung: 29.11.2019

Tag der Verteidigung: 01.09.2020

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Alexander Brosius
Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens
Dr.-Ing. Jens Hackius

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Strahltechnik (IWS) Dresden.

Ich möchte an dieser Stelle allen danken, die zum Gelingen dieses Promotionsvorhabens beigetragen haben. Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Brosius für die Bereitschaft der Betreuungsübernahme, die konstruktiven Diskussionen und die zahlreichen richtungsweisenden Anregungen bei der Durchführung der Arbeit. Herrn Prof. Leyens und Herrn Dr. Hackius danke ich herzlich für die Übernahme des zweiten und dritten Gutachtens.

Des Weiteren bedanke ich mich ganz besonders bei Dr. Axel Jahn und Dr. Jens Standfuß für die vielen Diskussionen und Hilfestellungen während der Anfertigung dieser Arbeit.

Für die Unterstützung bei den experimentellen Arbeiten möchte ich mich bei den Herren David Banke, Sven Bretschneider, René Eger, Andreas Grimm, Abdl Rahman Ismail, Daniel Mai, Michael Melde, Philipp Mohlau, Dr. Michael Sähn, Matthias Stubbe, Dr. Dietmar Süße und Marc Tulke bedanken.

Zudem danke ich den Projektpartnern der Airbus Operations GmbH, insbesondere den Herren Wolfgang Entelmann, Karl-Hinrich Herbst, Marco Pacchione, Jens Rohde und Wolfgang Schulze, für die gute und hilfreiche Zusammenarbeit.

Ein Teil der Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit wurde im Rahmen der vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie geförderten Verbundprojekte „Metalica“ und „Autoglare“ durchgeführt, wofür an dieser Stelle gedankt sei.

Meinen Eltern Martina und Andreas Zimmermann danke ich ganz herzlich für die permanente Unterstützung und Motivation sowie meinem Bruder Dr. Burkhard Zimmermann für das Korrekturlesen dieser Arbeit.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
2 Stand der Kenntnisse	3
2.1 Großflächige und dünnwandige Strukturen im Flugzeugbau	3
2.2 Werkstoffe im Flugzeugbau	4
2.2.1 Entwicklungstrend von Luftfahrzeugwerkstoffen	4
2.2.2 Aluminiumlegierungen im Flugzeugbau	5
2.2.2.1 Einteilung und Bezeichnung der Aluminiumknetlegierungen	6
2.2.2.2 Ausscheidungshärtung von Aluminiumlegierungen	7
2.2.2.3 Schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen	7
2.2.2.4 Neue Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt	8
2.2.3 Aluminium-Lithium-Legierungen (AlLi)	9
2.2.4 Aluminium-Magnesium-Scandium-Legierungen (AlMgSc)	10
2.2.5 Aluminium-Magnesium-Mangan-Legierung (AlMgMn)	13
2.2.6 Portevin-Le Chatelier-Effekt (PLC-Effekt) bei AlMg-Legierungen	14
2.3 Umformen von großformatigen Aluminium-Blechbauteilen im Flugzeugbau	15
2.3.1 Walzrunden	16
2.3.2 Streckziehen	17
2.3.3 Kriechumformen	18
2.3.3.1 Kriechen	18
2.3.3.2 Spannungsrelaxation	20
2.3.3.3 Creep age forming	21
2.3.3.4 Kriechumformen von AlMgSc	23
2.3.3.5 Abgrenzung zur superplastischen Umformung	24
2.4 Versagensverhalten dünnwandiger Strukturen beim Umformen	24
2.4.1 Festigkeitsproblem	25
2.4.2 Stabilitätsproblem	26
2.4.2.1 Stabiles, indifferentes und labiles Gleichgewicht	27
2.4.2.2 Analytische Betrachtungen zum elastischen Beulen	28
2.4.2.3 Plastisches Beulen	30
2.4.2.4 Einfluss von Imperfektionen auf das Beulverhalten	31
2.5 FE-Simulation in der Blechumformung	32

3 Zielsetzung der Arbeit	37
4 Werkstoffcharakterisierung	41
4.1 Werkstoffprüfungen.....	41
4.1.1 Uniaxiale Zugversuche	41
4.1.2 Hydraulische Tiefungsversuche / Schichtstauchversuche	43
4.1.3 Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuche.....	46
4.2 Werkstoffmodellierung	47
4.2.1 Fließkurven.....	48
4.2.2 Fließortkurven.....	49
4.2.3 Kriech- und Relaxationsverhalten	51
5 Experimentelle und numerische Untersuchungen	57
5.1 Niederhalterloses Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen	57
5.1.1 Versuchsaufbau und -ablauf	58
5.1.2 FE-Modellierung und -Simulation	59
5.1.3 Iterative Bestimmung des beulkritischen Rondendurchmessers.....	61
5.1.4 Darstellung der Versuchs- und Simulationsergebnisse	62
5.1.4.1 Allgemeines Umformverhalten ohne Beulversagen	62
5.1.4.2 Beulerscheinungen	65
5.1.4.3 Einfluss geometrischer Größen auf das Beulverhalten.....	67
5.1.4.4 Einfluss der Werkstoffsteifigkeit auf das Beulverhalten	68
5.1.5 Analytische Betrachtungen	70
5.1.5.1 Ausformungsverhalten	70
5.1.5.2 Spannungszustand	72
5.1.5.3 Beulverhalten	75
5.2 Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen mit Niederhalter.....	81
5.2.1 Analytische Betrachtung des Ausformungs- und Spannungszustands.....	81
5.2.2 Versuchsaufbau und -ablauf	84
5.2.2.1 Niederhaltervorrichtung.....	84
5.2.2.2 Ofenlose Blecherwärmung.....	85
5.2.3 Darstellung der Versuchs- und Simulationsergebnisse	87
5.2.3.1 Untersuchungen bei Raumtemperatur.....	87
5.2.3.2 Untersuchungen bei erhöhter Temperatur.....	88

6 Anwendungsbeispiele	95
6.1 Kriechumformen besonders dünnwandiger Bleche für Werkstoffverbunde.....	95
6.2 Kriechumformen eines rührreibgeschweißten Flugzeug-Druckschotts	99
6.2.1 Rührreibschweißen zur Herstellung großformatiger Bleche	100
6.2.2 Umformversuche und -simulationen.....	102
7 Zusammenfassung und Fazit.....	107
7.1 Zusammenfassung der Ergebnisse.....	107
7.2 Fazit	113
Literatur.....	115

Nomenklatur

Verwendete Formelzeichen und Symbole

Symbol	Bedeutung
Δx	Differenz zwischen zwei x-Werten
d	Gewöhnlicher Differentialoperator
e	Eulersche Zahl
a	Parameter des BARLAT 1991-Fließkriteriums
a	Anstieg einer Geradengleichung
a	Koeffizient einer quadratischen Ansatzfunktion
A	Fläche
A	Parameter des zeitverfestigenden NORTON-BAILEY-Kriechgesetzes
A_0	Anfangs- bzw. Ausgangsfläche
A_1	Mantelfläche der sphärisch umgeformten Ronde
b	Breite
b	Bogenlänge
b	Parameter des BARLAT 1991-Fließkriteriums
b	Parameter einer Geradengleichung
b	Koeffizient einer quadratischen Ansatzfunktion
b_0	Bogenlänge der Form unterhalb der Ausgangsrunde im Radialschnitt
b_1	Bogenlänge der sphärisch umgeformten Ronde im Radialschnitt
c	Parameter des BARLAT 1991-Fließkriteriums
c	Koeffizient einer quadratischen Ansatzfunktion
C	Parameter der HOCKETT-SHERBY-Fließkurvenfunktion
D	Parameter der HOCKETT-SHERBY-Fließkurvenfunktion
d	Rondendurchmesser
d_0	Anfangs- bzw. Ausgangsrondendurchmesser
d_1	Durchmesser eines Kugelschalensegments
d_1	Durchmesser in Richtung 1
d_2	Durchmesser in Richtung 2
$d_{\text{auß}}$	Außendurchmesser
d_{inn}	Innendurchmesser
d_i	Rondendurchmesser bei Versuch i
d_{i+1}	Rondendurchmesser bei Versuch $i+1$ (auf Versuch i folgend)

Nomenklatur

d_{krit}	Kritischer Rondendurchmesser
$d_{\text{überkritisch}}$	Überkritischer Rondendurchmesser
$d_{\text{unterkritisch}}$	Unterkritischer Rondendurchmesser
e	Koeffizient einer quadratischen Ansatzfunktion
E	Elastizitätsmodul
E_s	Sekantenmodul
E_t	Tangentenmodul
E_w	Wirksamer Modul
f	Koeffizient einer quadratischen Ansatzfunktion
f_{max}	Maximale relative Abweichung
F	Kraft
F_r	Kraft in radialer Richtung
F_{eul}	Eulersche Knickkraft
F_{krit}	Kritische Beulkraft
F_{SZ}	Spannkraft einer Schraubzwinde
g	Fallbeschleunigung
g	Koeffizient einer quadratischen Ansatzfunktion
h	Höhe
h	Parameter des BARLAT 1991-Fließkriteriums
h_0	Anfangs- bzw. Ausgangshöhe
h_{Seg}	Segmenthöhe
HBW	Brinellhärte
HV	Vickershärte
i	Zählvariable (Zeitpunkt, Datenpunkt, Messpunkt)
I	Flächenträgheitsmoment
k	Beulwert
k	Anzahl an Messwerten
k_f	Fließspannung
$k_{f,0}$	Anfangsfließspannung
$k_{f,0^\circ}$	Fließspannung längs zur Walzrichtung
$k_{f,45^\circ}$	Fließspannung in 45° zur Walzrichtung
$k_{f,90^\circ}$	Fließspannung senkrecht zur Walzrichtung
$k_{f,\text{bi}}$	Biaxiale Fließspannung
$k_{f,\text{S}}$	Sättigungsfließspannung
$k_{f,\text{uni}}$	Uniaxiale Fließspannung
K	Plattensteifigkeit

X

K	Parameter des dehnungsverfestigenden Kriechgesetzes
l	Länge
l_0	Anfangs- bzw. Ausgangslänge
L	Länge des eulerschen Knickbalkens
m	Masse
m	Exponent des BARLAT 1991-Fließkriteriums
m	Parameter des zeitverfestigenden NORTON-BAILEY-Kriechgesetzes
m'	Parameter des dehnungsverfestigenden Kriechgesetzes
n	Parameter des zeitverfestigenden NORTON-BAILEY-Kriechgesetzes
n	Versuchsanzahl
n'	Parameter des dehnungsverfestigenden Kriechgesetzes
n_{eul}	Eulersche Beul-Linienlast
p	Druck
p_{max}	Maximaler Druck
p_{Soll}	Solldruck
p_{Vor}	Vordruck
P_{max}	Maximale elektrische Leistung
r	Radiale Koordinate
r_{TSNL}	Radiale Koordinate der Tangentialspannungsnulllinie
R	Krümmungsradius
R_{BK}	Biegekantenradius
R_{m}	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze
s	Dicke
s_0	Anfangs- bzw. Ausgangsdicke
s_1	Enddicke
s_{Blech}	Blechdicke
s_{Form}	Wandstärke des Formwerkzeugs
t	Zeit bzw. Dauer
t_{Halt}	Haltezeit
T	Absolute Temperatur
$u_{x,y,z}$	Verschiebung in x-, y- und z-Richtung
x	Variable
x,y,z	Kartesische Koordinaten
y	Funktionswert
w	Ausformung

W_{\max}	Maximale Ausformung
W_{bi}	Spezifische Umformarbeit aus biaxialer Fließkurve
W_{uni}	Spezifische Umformarbeit aus uniaxialer Fließkurve
α	Winkel zwischen Zug- und Walzrichtung beim uniaxialen Zugversuch
ε	Dehnung
ε_0	Anfangsdehnung
ε_{cr}	Kriechdehnung
ε_{el}	Elastische Dehnung
ε_i	Dehnungswert zum Zeitpunkt i
ε_{pl}	Plastische Dehnung
ε_r	Dehnung in radialer Richtung
$\varepsilon_{\text{tech}}$	Technische Dehnung
ε_{th}	Thermische Dehnung
ε_{tot}	Gesamtdehnung
ε_x	Dehnung in x-Richtung bzw. längs zur Zugrichtung
ε_y	Dehnung in y-Richtung bzw. quer zur Zugrichtung
ε_{φ}	Dehnung in tangentialer Richtung (bzw. in Umfangsrichtung)
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{\text{cr}}$	Kriechdehnrage
ϑ	Temperatur
$\vartheta_{\text{au\ss}}$	Temperatur der äußeren Heizmatten
ϑ_{inn}	Temperatur der inneren Heizmatten
ϑ_{max}	Maximale Temperatur
ϑ_{Soll}	Solltemperatur
μ	Reibungskoeffizient
ν_{el}	Elastische Poissonzahl
ν_{pl}	Plastische Poissonzahl
ν_w	Wirksame Poissonzahl
ξ	Substitution, siehe Gleichung 5.4 auf Seite 71
π	Kreiszahl (Pi)
ρ	Dichte
σ	Spannung
σ_0	Anfangsspannung
σ_1	Erste Hauptspannung
σ_2	Zweite Hauptspannung

σ_3	Dritte Hauptspannung
σ_{eul}	Eulersche Beulspannung
σ_i	Spannungswert zum Zeitpunkt i
σ_{krit}	Kritische Beulspannung
$\sigma_{\text{krit,el}}$	Kritische elastische Beulspannung
$\sigma_{\text{krit,pl}}$	Kritische plastische Beulspannung
σ_{tech}	Technische Spannung
σ_r	Spannung in radialer Richtung
σ_x	Spannung in x-Richtung
σ_y	Spannung in y-Richtung
σ_v	Vergleichsspannung
σ_φ	Spannung in tangentialer Richtung (bzw. in Umfangsrichtung)
$\sigma_{\varphi,\text{max}}$	Maximale Spannung in tangentialer Richtung (bzw. in Umfangsrichtung)
$\sigma_{\varphi,\text{gemittelt}}$	Gemittelte Spannung in tangentialer Richtung (bzw. in Umfangsrichtung)
τ_{xy}	Schubspannung in der xy-Ebene
φ	Umformgrad
φ	Tangentiale Koordinate (bzw. Umfangskoordinate)
φ_1	Erster Hauptumformgrad
φ_2	Zweiter Hauptumformgrad
φ_3	Dritter Hauptumformgrad
φ_{bi}	Umformgrad aus biaxialer Fließkurve
φ_g	Gleichmaßumformgrad
φ_h	Umformgrad in Höhenrichtung
φ_s	Umformgrad in Dickenrichtung
φ_{uni}	Umformgrad aus uniaxialer Fließkurve
φ_v	Vergleichsumformgrad

Verwendete Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
2D	Zweidimensional
AA	Aluminum Association
Al	Aluminium
Cu	Kupfer
engl.	englisch
DIN	Deutsches Institut für Normung
FE	Finite Elemente
FEM	Finite-Element-Methode
FSW	Friction Stir Welding (deutsch: Rührreibschweißen)
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
GLARE	Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy (schichtartig aufgebauter Werkstoffverbund aus glasfaserverstärktem Kunststoff und Aluminium)
GW	Grundwerkstoff
LBW	Laser Beam Welding (deutsch: Laserstrahlschweißen)
Li	Lithium
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
PLC	Portevin-Le Chatelier-Effekt
RT	Raumtemperatur
Sc	Scandium
SG	Schweißgut
Si	Silizium
Zn	Zink
Zr	Zirkonium

1 Einleitung

In der Konstruktion und Fertigung von Flugzeugstrukturen besteht ein stetiger Trend zu Neuentwicklungen, um zum einen die Leistungsfähigkeit der Luftfahrzeuge zu erhöhen und zum anderen die Herstellungs- und Betriebskosten sowie den Treibstoffverbrauch zu senken. Diese Entwicklungen lassen sich grundlegend in drei Bereiche einteilen, wie in Abbildung 1-1 schematisch dargestellt ist. [Has08]

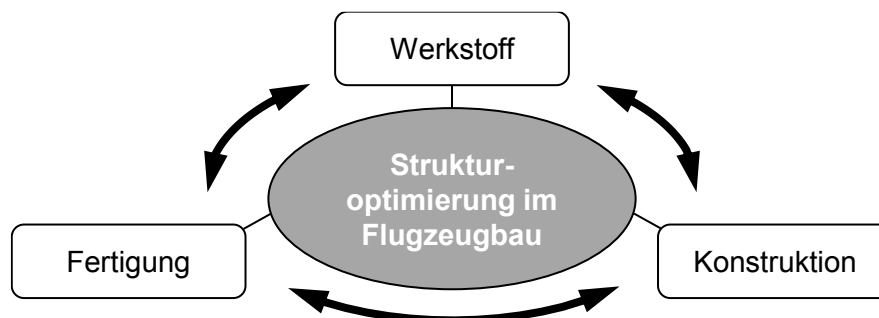


Abbildung 1-1 Drei Kernbereiche Werkstoff, Fertigung und Konstruktion bei Neuentwicklungen von Flugzeugstrukturen

Durch die Entwicklung neuer Werkstoffe kann unter anderem das Leichtbaupotenzial wesentlich erhöht werden, indem sie, angepasst an die wirkenden Belastungen, gezielt zum Einsatz kommen [Por01]. In der Fertigung tragen neuentwickelte Technologien, zum Beispiel das Rührreibschweißen als innovatives Fügeverfahren [Sch16] oder das Kriechumformen als neuartiges Umformverfahren [Ebe08], zur Reduzierung der Herstellungszeit und -kosten sowie zur verbesserten Bauteilqualität im Vergleich zu etablierten Fertigungstechnologien bei. Geeignete Werkstoffe und Fertigungsverfahren bieten wiederum neue konstruktive Möglichkeiten, beispielsweise die integrale Strukturbauweise, wodurch Masse eingespart und die Beanspruchbarkeit der Gesamtstruktur erhöht werden kann [Niu95].

Diese drei Faktoren Werkstoff, Fertigung und Konstruktion stehen dabei stets in Wechselwirkung zueinander. Wird beispielhaft ein neuer Werkstoff entwickelt, welcher aufgrund vorteilhafter Eigenschaften den bisher eingesetzten Werkstoff ersetzen soll, werden etablierte Fertigungsmethoden und die bestehende Konstruktion entsprechend beeinflusst. Speziell bei großflächigen und dünnwandigen Außenhautblechen von Flugzeugrümpfen, die sowohl zylindrisch als auch sphärisch gekrümmt zur Anwendung kommen (siehe dazu Abbildung 2-1 in Kapitel 2.1), konkurrieren verschiedene Werkstoff- und Fertigungskonzepte miteinander. [Gra09]

Die neuartige Aluminiumlegierung AlMgSc bietet für Luftfahrtanwendungen hervorragende Eigenschaften [Ale15], sodass es große Bestrebungen gibt, diesen Werkstoff im Flugzeugbau, insbesondere in Flugzeugrumpfstrukturen, zu integrieren [Pac06]. Aufgrund der sehr

guten Schweißseignung, sowohl für das Laserstrahlschweißen (engl. Laser Beam Welding, LBW) als auch für das Rührreibschweißen (engl. Friction Stir Welding, FSW) [Ale15], ist die AlMgSc-Legierung zur Umsetzung stoffschlüssig gefügter Integralstrukturen prädestiniert. Darüber hinaus lassen sich Blechbauteile aus AlMgSc sehr gut kriechumformen, wodurch wesentliche Kosten- und Masseinsparungen möglich sind [Pac06].

Die Kriechumformbarkeit zylindrischer bzw. einfach gekrümmter Schalenbauteile aus AlMgSc konnte bereits nachgewiesen werden, darüber hinaus konnte die Rückfederung (engl. springback) am Ende des Umformprozesses stark reduziert werden [Jam02]. Sphärische bzw. doppelt gekrümmte Bleche neigen hingegen zum Beulversagen während dieses Umformprozesses, da u.a. in Abhängigkeit der Blech- und Formgeometrie kritische Druckspannungen im Randbereich wirken.

Die vorliegende Arbeit hat das Umformverhalten solcher großflächigen, dünnwandigen und sphärischen Strukturen im Hinblick auf die Kriechumformbarkeit doppelt gekrümmter Blechbauteile für Flugzeuganwendungen zum Thema. Als generische Geometrie doppelt gekrümmter Schalen wird die Form eines Kugelschalensegments untersucht, welches in alle Richtungen die gleiche Krümmung aufweist. In dieser Arbeit dienen sowohl experimentelle als auch numerische Untersuchungen mit Hilfe der Finite-Element-Methode (FEM) zur Erarbeitung von Erkenntnissen darüber, unter welchen geometrischen Bedingungen sphärisch gekrümmte Schalen bei deren umformtechnischen Herstellung zum Beulen neigen sowie unter welchen konstruktiven und fertigungstechnischen Voraussetzungen ein erfolgreiches Umformen ermöglicht wird.

Zunächst wird der aktuelle Kenntnisstand über das in dieser Arbeit zu behandelnde Thema beschrieben. Darauf folgen die Konkretisierung der Zielsetzung und eine Darstellung der Vorgehensweise. In Kapitel 4 werden die verwendeten Werkstoffe, die Aluminiumlegierungen AlMgSc und AlMg4,5Mn, ausführlich in ihren mechanischen Eigenschaften untersucht und charakterisiert, um einerseits das Verständnis über das Werkstoffverhalten bei den Umformversuchen zu erweitern und andererseits ausreichend Werkstoffdaten für die FE-Simulationen zu generieren. Die experimentellen und numerischen sowie analytischen Untersuchungen zur Umformbarkeit großflächiger, dünnwandiger und sphärischer Strukturen werden in ihrer Herangehensweise und Durchführung in Kapitel 5 beschrieben und entsprechend ausgewertet. Darüber hinaus wird die Übertragbarkeit der Erkenntnisse durch zwei ausgewählte Anwendungsbeispiele in Kapitel 6 gezeigt. Die Zusammenfassung der Ergebnisse und ein Fazit zu dieser Arbeit folgen in Kapitel 7.

2 Stand der Kenntnisse

Der in diesem Kapitel behandelte Stand der Kenntnisse orientiert sich zunächst allgemein an großflächigen, dünnwandigen und gekrümmten Strukturen im Flugzeugbau, an den dafür üblicherweise eingesetzten und in der Entwicklung befindlichen Werkstoffen sowie an der umformtechnischen Herstellung solcher Bauteile. Im Speziellen richtet sich der Fokus auf die neuartige Aluminiumlegierung AlMgSc und auf das Kriechumformen als innovatives Fertigungsverfahren.

Darüber hinaus werden typische Versagensformen beim Umformen dünnwandiger Strukturen betrachtet und auf die Finite-Element-Simulation von Blechumformvorgängen eingegangen.

2.1 Großflächige und dünnwandige Strukturen im Flugzeugbau

Großformatige Blechbauteile finden im Flugzeugbau in der Rumpf- und Flügelhaut Anwendung. Zusammen mit Längs- und Querversteifungen bilden sie eine steife Rumpf- bzw. Flügelschalenstruktur, welche die unterschiedlichen auf ein Flugzeug wirkenden Belastungen primär tragen, Abbildung 2-1. [Voi14]

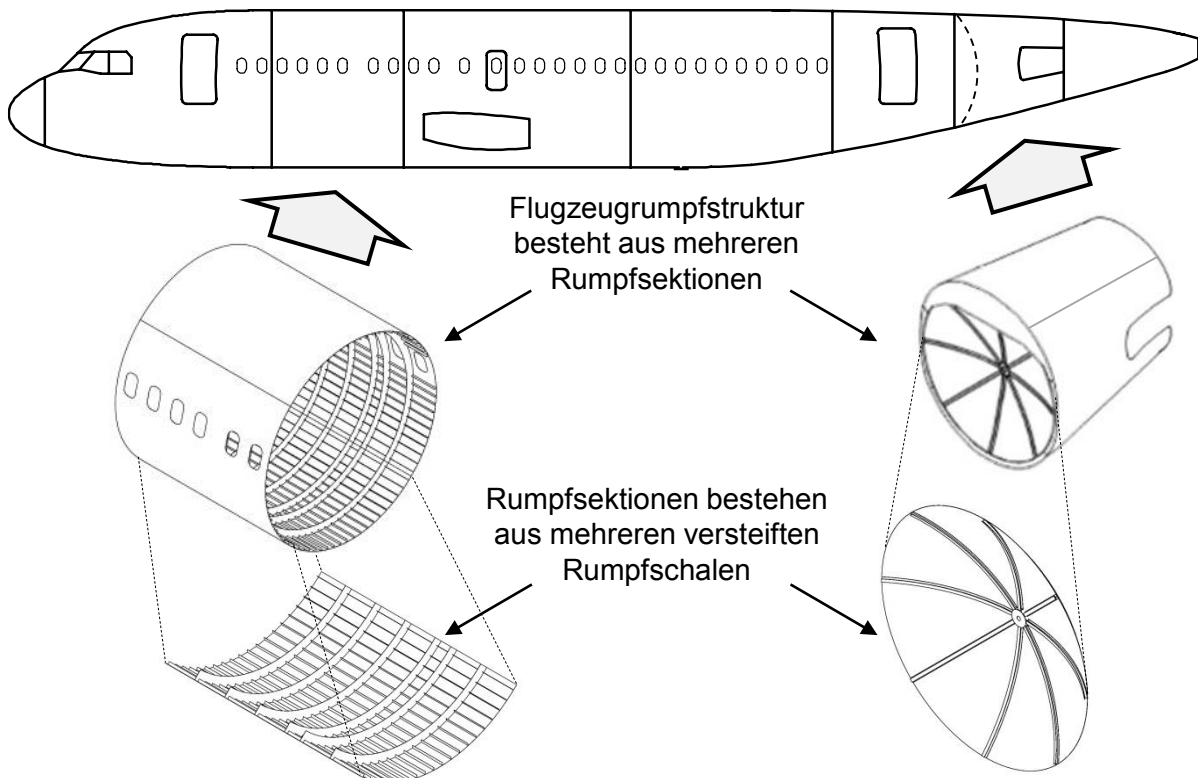


Abbildung 2-1 Skizzierter Aufbau einer Flugzeugrumpfstruktur am Beispiel eines Airbus A318 nach [Her18] und [Reß02]

Während in den Anfängen des Flugzeugbaus ein Fachwerk die Lasten trug und die äußere Haut ausschließlich als aerodynamische Oberfläche diente, tragen heute im Sinne der Masseminimierung alle Strukturelemente einen Teil der Lasten. Beispielsweise nimmt die Rumpfaußenhaut, welche in der Regel eine Dicke von $s = 0,8 \dots 3,2$ mm aufweist, während des Flugs die durch den Kabineninnendruck wirkenden Membranspannungen auf. An ihren beiden Enden wird die druckbelüftete und meist zylindrische Flugzeugkabine durch kalottenförmige, d.h. sphärisch gekrümmte Druckspants bzw. Druckschotts (engl. pressure bulkhead [Niu95]) abgeschlossen. [Voi14]

2.2 Werkstoffe im Flugzeugbau

Grundsätzlich werden in einem Flugzeug, welches in Flugzeugzelle und Triebwerk sowie Flugzeugsysteme unterteilt werden kann [Sch14], Werkstoffe verschiedener Klassen wie Nichteisenmetalle, Eisenmetalle und Nichtmetalle eingesetzt [Sah17], um gezielt den unterschiedlichen Belastungen standzuhalten und gleichermaßen den generell starken Leichtbauanforderungen im Luftfahrzeugbau gerecht zu werden.

In der Flugzeugzelle, welche zum Großteil aus Rumpf- und Flügelstruktur besteht, kommen seit den 1920er Jahren vorwiegend Aluminiumlegierungen der 2xxx- und 7xxx-Reihe zum Einsatz (siehe dazu Kapitel 2.2.2.1) [Sah17]. Moderne Flugzeuge, wie beispielsweise die Boeing 787 und der Airbus A350, weisen außerdem zunehmend aus Verbundwerkstoffen hergestellte Primärstrukturbauteile auf [Kör14].

2.2.1 Entwicklungstrend von Luftfahrzeugwerkstoffen

Im Flugzeugbau finden stets neu entwickelte Werkstoffe Anwendung, um zum einen in der Luftfahrt geforderte Eigenschaften wie

- geringe Dichte,
- hohe Festigkeit und hohe Steifigkeit,
- Korrosionsbeständigkeit und
- gutes Schadenstoleranzverhalten

zu erfüllen bzw. ständig zu verbessern [Sah17], und zum anderen, um die Herstellbarkeit im Hinblick auf neuartige Fertigungstechnologien zu gewährleisten und schließlich Kosten zu sparen [Por01]. Des Weiteren führt eine optimale Werkstoffauswahl hinsichtlich der unterschiedlichen Anforderungen in einer Struktur dazu, dass verschiedene Werkstoffe bzw. auch Werkstoffklassen miteinander kombiniert werden [Hen11], um die vorteilhaften Eigenschaften der jeweilig verwendeten Werkstoffe zu nutzen. In Luftfahrzeugstrukturen neuerer

Flugzeuge kommen daher sowohl Metalle als auch Faserverbundwerkstoffe zum Einsatz [Hor14]. Bezeichnend für diesen Trend der Mischbauweise ist ein schichtartiger Werkstoffverbund aus sehr dünnen glasfaserverstärkten Kunststofflagen und Aluminiumlagen [Roe01], welcher in oberen Rumpfschalen des Flugzeugs Airbus A380 zur Anwendung kommt [Por01]. Trotz der zunehmenden Verwendung von Faser-Kunststoff-Verbunden übernehmen Aluminiumlegierungen ca. 60 % des Strukturmassenanteils der meisten Flugzeuge [Wan14a]. Entsprechend werden sowohl Verbundwerkstoffe als auch metallische Werkstoffe für Flugzeuganwendungen ständig neu- bzw. weiterentwickelt. In [Gra09] ist der Trend der Werkstoffauswahl für Flugzeuggürtel in den letzten Jahrzehnten anhand ausgewählter Passagierflugzeuge dargestellt.

Im Rahmen dieser Arbeit richtet sich der Fokus auf Aluminiumlegierungen in der Luftfahrt (Kapitel 2.2.2) und insbesondere auf die neue Legierung AlMgSc (Kapitel 2.2.4).

2.2.2 Aluminiumlegierungen im Flugzeugbau

Aluminiumlegierungen werden prinzipiell in Knet- und Gusslegierungen eingeteilt [Alt65]. Während Aluminiumknetlegierungen durch formgebende Prozesse verarbeitet werden, entfällt dieser Schritt bei Aluminiumgusslegierungen, wodurch sich die Eigenschaften der jeweiligen Endprodukte maßgeblich unterscheiden [Alt65]. Im weiteren Verlauf der vorliegenden Arbeit werden ausschließlich Aluminiumknetlegierungen behandelt.

Für den Einsatz im Flugzeugbau kommen wiederum nur Aluminiumknetlegierungen in Betracht, die sowohl ein gutes Schadenstoleranzverhalten, d.h. einen hohen Widerstand gegen Risswachstum [Voi14] vorweisen als auch eine ausreichend hohe Festigkeit besitzen (siehe dazu Anforderungen an Luftfahrtwerkstoffe in Kapitel 2.2.1). Beispielsweise handelt es sich bei dem Werkstoff mit der Bezeichnung AA2024 um eine Al-Cu-Legierung, die aufgrund hervorragender Schadenstoleranzeigenschaften und hoher Festigkeit typischerweise in Flugzeuggürtelstrukturen zum Einsatz kommt [Sah17].

Eine Erhöhung der Festigkeit von metallischen Legierungen kann durch die folgenden Mechanismen erzielt werden, indem durch entsprechende Hindernisse, die hier in Klammern hinter dem jeweiligen Verfestigungsmechanismus genannt sind, eine Versetzungsbewegung erschwert wird [Ost98]:

- Verformungsverfestigung (Versetzen)
- Kornfeinung (Korngrenzen)
- Mischkristallverfestigung (gelöste Fremdatome)
- Ausscheidungshärtung (Partikel)

Bei Aluminium erweist sich neben der Verformungs- und Mischkristallverfestigung die Ausscheidungshärtung als besonders wirksam, bei der fein verteilte, sekundär ausgeschiedene Partikel die Gleitebenen blockieren (siehe Kapitel 2.2.2.2). [Ost98]

2.2.2.1 Einteilung und Bezeichnung der Aluminiumknetlegierungen

Die vierziffrigen Bezeichnungen der Legierungsgruppen in Abbildung 2-2 orientieren sich an dem von der Aluminum Association (AA) geschaffenen Bezeichnungssystem. Während die erste Ziffer die Hauptlegierungselemente einer Aluminiumknetlegierung angibt (bspw. 2 = Kupfer, 3 = Mangan usw.), stehen die beiden letzten Ziffern lediglich für eine bestimmte Legierung innerhalb dieser Gruppe. Eine Ausnahme bildet die 1xxx-Legierungsgruppe, da hier die beiden letzten Ziffern dem Mindestprozentanteil an Aluminium nach der Kommastelle entsprechen. Die zweite Ziffer dient zur Identifikation, ob es sich um die Originallegierung (Null) oder eine Legierungsvariante (1-9) handelt. Zum Beispiel stellt die Aluminium-Kupfer-Legierung AA2524 eine Modifikation von der Originallegierung AA2024 dar. [DIN05]

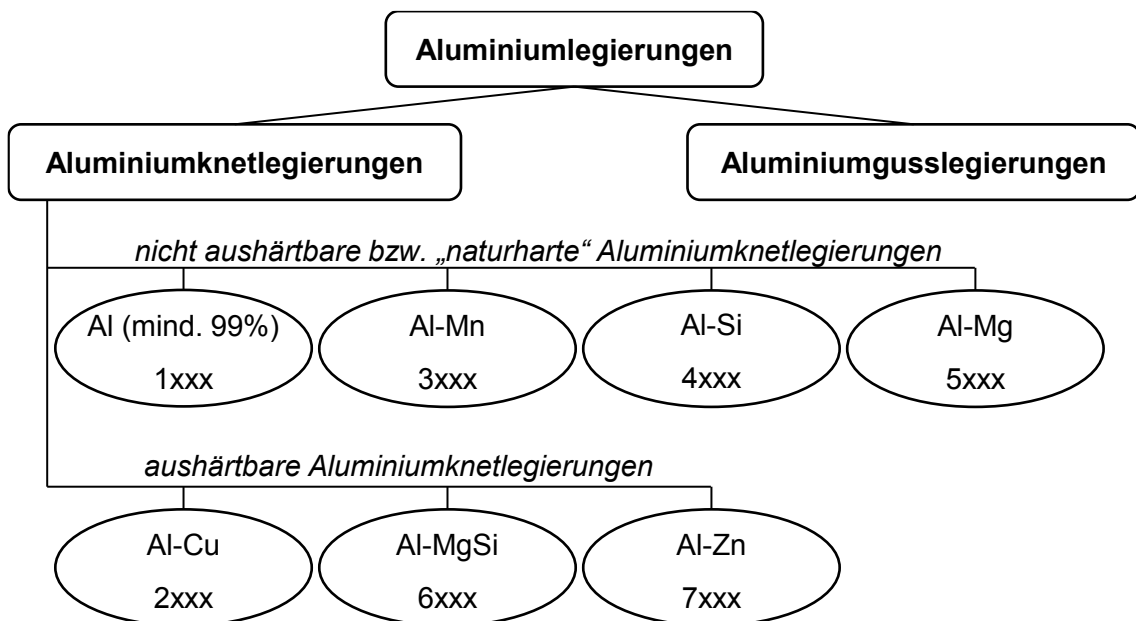


Abbildung 2-2 Bezeichnung der Aluminium-Knetwerkstoffe nach [DIN05] und deren Einteilung in nicht aushärtbare bzw. „naturharte“ und aushärtbare Aluminiumknetlegierungen nach [Kam98]

Aufgrund der bereits erwähnten hohen Festigkeitsanforderungen im Flugzeugbau und durch den besonders hohen Festigkeitsertrag beim Ausscheidungshärten von Aluminiumwerkstoffen kommen bisher hauptsächlich aushärtbare Aluminiumlegierungen, d.h. Legierungen der 2xxx-, 6xxx- und 7xxx-Reihe, zum Einsatz. Folgende Legierungen werden beispielsweise im Rumpf- und Flügelaußenhautbereich angewendet:

- Rumpfschalen: AA2024 [Sah17], AA6013 [Qui10]
- Flügelschalen: AA7075 [Sah17]

Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass diese Legierungen in bestimmten, definierten Werkstoffzuständen zur Anwendung kommen, die durch gezielte thermomechanische Wärmebehandlungen, d.h. durch eine Kombination aus Kaltumformung und Aushärtung, erreicht werden [Ost98]. Für weiterführende Informationen sowohl über die Behandlungsmaßnahmen zum Erreichen dieser Werkstoffzustände als auch über die Bedeutung der Zustandsbezeichnungen sei hier auf die Norm [DIN17] verwiesen.

2.2.2.2 Ausscheidungshärtung von Aluminiumlegierungen

Entsprechend der Abbildung 2-2 in Kapitel 2.2.2.1 werden Aluminiumlegierungen in aushärtbare und nicht aushärtbare bzw. naturharte Legierungen unterteilt [Kam98]. Die Ausscheidungshärtung *aushärtbarer Aluminiumlegierungen* erfolgt durch eine geeignete Wärmebehandlung, die durch die Abfolge a) Lösungsglühen, b) Abschrecken und c) Auslagern gekennzeichnet ist. Der dritte Schritt, die Auslagerung (engl. ageing) bzw. das Aushärten, bei welchem sich die festigkeitssteigernden Partikel aus dem vom Abschrecken übersättigten Aluminium-Mischkristall ausscheiden, kann sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhter Temperatur von etwa $\vartheta \approx 120$ °C bis 180 °C erfolgen, wobei durch Warmaushärten die höchsten Festigkeitseigenschaften erreichbar sind. Die Bruchdehnungswerte und damit die Umformbarkeit nehmen hingegen sowohl bei der Kaltaushärtung (engl. natural ageing) als auch bei der Warmaushärtung (engl. artificial ageing) ab. [Ost98]

Die Aushärtbarkeit ist wesentlich abhängig von der Legierungszusammensetzung, da zum Aushärten beispielsweise Legierungsbestandteile verfügbar sein müssen, deren Löslichkeitsgrenze im Mischkristall mit sinkender Temperatur abfällt [Kam98].

2.2.2.3 Schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen

Mit der Motivation, Strukturmasse, Fertigungskosten und -zeit einzusparen, existieren gegenwärtig zahlreiche Bestrebungen, das im Flugzeugbau konventionell eingesetzte Nietverfahren durch innovative stoffschlüssige Fügeverfahren wie Laserstrahlschweißen [Dit11] oder Rührreibschweißen [Sch16] zu ersetzen.

Die am meisten in Flugzeugen verwendeten Aluminiumwerkstoffe sind die hochfesten Legierungen AA2024 und AA7075 bzw. entsprechende Varianten (AA2x24 / AA7x75) [Len13] und gelten als nicht schmelzschweißbar, da sie zur Heißrissbildung neigen [Ost98]. Aufgrund dessen kommt beispielsweise in laserstrahlgeschweißten Rumpfschalen des Flugzeugs Airbus A318 die Legierung AA6013 zum Einsatz [Qui10], die sich mit geeignetem Zusatzwerkstoff rissfrei laserstrahlschweißen lässt [Hei94]. Dennoch sind aushärtbare Aluminiumlegierungen im Allgemeinen schlechter schweißbar als nicht aushärtbare Aluminiumlegierungen [Ost98] und weisen in der Schweißnaht stets geringere Festigkeitswerte als im Grundwerkstoff auf, was häufig als Schweißnaht-Undermatching bezeichnet wird [Dit11].

Das Rührreibschweißen, ein neuartiges Schweißverfahren, bei dem die Schmelztemperatur der Fügepartner nicht erreicht und welches daher als Festphasenfügeverfahren bezeichnet wird [Sah17], findet bereits Anwendung in einer Vielzahl von Luft- und Raumfahrtstrukturen [Pap13]. In [Pap13] werden mehrere Literaturquellen mit Studien zu rührreibgeschweißten Stumpfnähten genannt, aus denen hervorgeht, dass die Verbindungsfestigkeiten höher sind als bei anderen Schweißverfahren. Des Weiteren kann das Rührreibschweißen auch für nicht oder schwer schmelzschweißbare Aluminiumlegierungen eingesetzt werden, da keine Heißrisse auftreten [Sch16]. Weitere Vorteile, z.B. geringer Schweißverzug und der Wegfall von Schweißzusatzwerkstoff, haben das Interesse an diesem Verfahren in der Luftfahrtindustrie wesentlich erhöht [Sch16].

2.2.2.4 Neue Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt

Neben den ständigen Weiterentwicklungen der hochfesten und im Flugzeugbau fest etablierten Aluminiumlegierungen der 2xxx- und 7xxx-Reihe [Sah17] werden auch neue Aluminiumlegierungen entwickelt. Diese Neu- und Weiterentwicklungen haben dabei nicht ausschließlich die Verbesserung entsprechender Werkstoffkennwerte zum Ziel, sondern streben gleichermaßen erweiterte fertigungstechnische Verarbeitungsmöglichkeiten als auch vorteilhafte konstruktive Möglichkeiten an. Zwei dieser neuartigen Legierungstypen mit vielversprechendem Potenzial für Luftfahrtanwendungen sind die Aluminium-Lithium-Legierungen (ALi) und die Aluminium-Magnesium-Scandium-Legierungen (AlMgSc) [Len13].

Beide Legierungstypen weisen im Vergleich zu bisher genutzten Aluminiumlegierungen in der Luftfahrt eine geringere Dichte auf, siehe Abbildung 2-3.

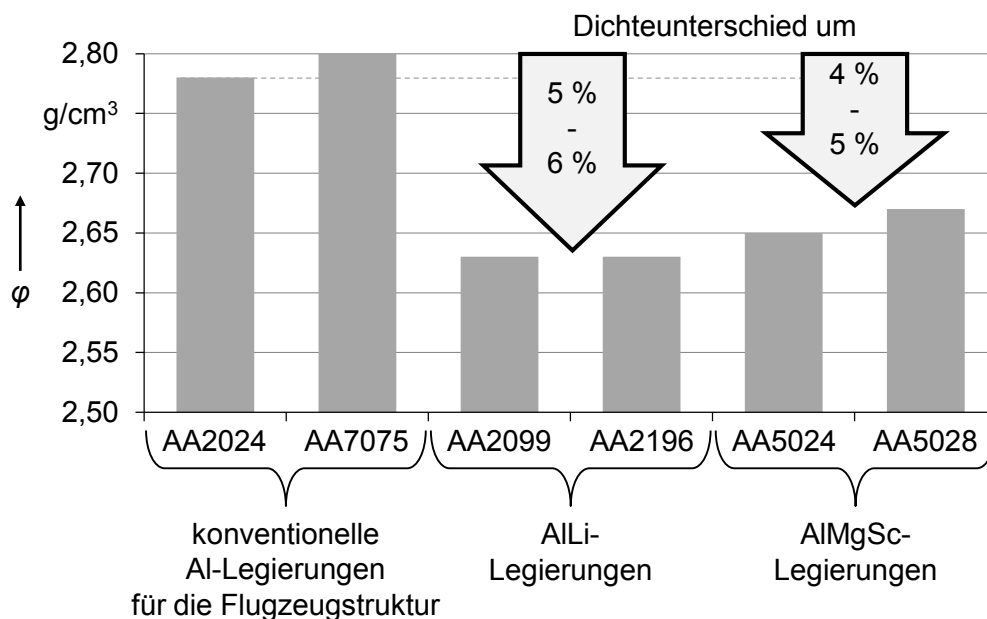


Abbildung 2-3 Vergleich der Dichte von ausgewählten konventionellen Aluminiumlegierungen (AA2024 und AA7075) und neuartigen Aluminiumlegierungen (ALi und AlMgSc) für die Luftfahrt (AA2024: [ASM18], AA2099: [Arc05], AA2196: [Con17], AA5024: [Ale13], AA5028: [Ale15], AA7075: [Gle18])

Der in Abbildung 2-3 illustrierte Dichteunterschied zwischen den üblicherweise in der Luftfahrt eingesetzten Aluminiumlegierungen und den neuentwickelten ALi- bzw. AlMgSc-Legierungen ist einer der Hauptgründe, diese Werkstoffe im Flugzeugbau zu integrieren [Len13]. In [Wan14b] wird darauf hingewiesen, dass bereits eine Dichtereduzierung von 2 %, welche sich direkt auf die Strukturmasse auswirkt, in Luft- und vor allem Raumfahrzeugen erheblich ist.

2.2.3 Aluminium-Lithium-Legierungen (ALi)

ALi-Legierungen sind aushärtbare Legierungen [Sah17]. Durch das Element Lithium, welches eine relativ hohe Löslichkeit in Aluminium vorweist, kann je zulegiertem Masseprozent die Dichte der Legierung um 3 % reduziert und der Elastizitätsmodul um 6 % erhöht werden [Wil03]. Des Weiteren bieten ALi-Legierungen auf Basis der sehr guten Schweißbarkeit die Möglichkeit einer integralen Strukturbaueise, sodass u.a. durch den Wegfall von Verbindungselementen eine weitere Masseeinsparung der Gesamtstruktur einhergeht, die in der Literatur [Niu95] mit bis zu 15 % abgeschätzt wird. Während die ersten beiden Generationen der ALi-Legierungen noch Probleme in Bezug auf das Korrosions- und Schadenstoleranzverhalten aufzeigten [Gui07], kann die dritte und aktuelle Generation entsprechende luftfahrtrelevante Eigenschaften vorweisen, um konventionell verwendete Luftfahrtlegierungen zu ersetzen [Rio12]. Die Legierungen dieser Generation sind in die 2xxx-Reihe der Aluminiumknetlegierungen einzuordnen, weil Kupfer darin das Hauptlegierungselement vor Lithium darstellt [Dor18]. Beispiele von ALi-Legierungen, welche bereits vereinzelt in modernen Flugzeugstrukturen zum Einsatz kommen, sind die AA2098 und AA2099 in der Boeing 787 [Sah17] sowie die AA2099 und AA2196 im Airbus A380 [Pac06].

Nachteilig wirkt sich der hohe Preis von ALi-Legierungen aus. Zum einen ist Lithium als Element bereits sehr teuer, zum anderen sind die thermomechanischen Behandlungsprozesse bei ALi-Legierungen sehr aufwändig und entsprechend kostspielig [Sah17]. Beispielsweise zeigt Lithium bei schmelzmetallurgischen Verarbeitungsprozessen eine hohe Reaktivität mit Sauerstoff und Stickstoff und muss von der Luftatmosphäre durch geeignete Maßnahmen abgeschirmt werden [Sin14]. Der Preis von ALi-Legierungen wird im Vergleich mit konventionell eingesetzten Al-Legierungen in [Len02] mit 2- bis 4-fach höher und in [Sah17] mit 3- bis 5-fach höher angegeben.

Daher wird intensiv daran gearbeitet, die Einsatzreife der AlMgSc-Legierung, deren Kosten im Gegensatz zu den ALi-Legierungen relativ niedrig sind, speziell für Rumpfanwendungen zu erreichen [Pac06].

2.2.4 Aluminium-Magnesium-Scandium-Legierungen (AlMgSc)

Eine systematische Entwicklung von Aluminiumlegierungen mit Scandium als Legierungselement begann in den 1980er Jahren [Röy05]. Somit gehören Al-Sc-Legierungen zu den neusten Aluminiumlegierungen. Das große aktuelle Interesse an diesem Legierungstyp spiegelt sich in der hohen Zahl an wissenschaftlichen Veröffentlichungen in den letzten 2-3 Jahrzehnten wider. [Röy07]

AlMgSc-Legierungen werden aufgrund des Hauptlegierungselements Magnesium in die 5xxx-Reihe der Aluminiumknetlegierungen eingeordnet, siehe dazu Abbildung 2-2 in Kapitel 2.2.2.1. Daher gehören sie im Grunde genommen zu den nicht aushärtbaren Legierungen, welche üblicherweise als niedrig- bis mittelfeste Aluminiumlegierungen eingestuft sind. Durch den Zusatz ausgewählter Elemente, wie z.B. Kupfer, Lithium oder Scandium, können jedoch auch AlMg-Legierungen aushärtbar sein [Ost07]. Besonders Scandium (Sc) kann sowohl in AlMg-Legierungen als auch in anderen Al-Legierungssystemen durch Ausscheidungshärtung wesentliche Eigenschaftsverbesserungen bewirken [Ost07]. In [Gra09] und [Zak03] wird Scandium gar als das effektivste bzw. stärkste Legierungselement zur Festigkeitssteigerung in Aluminiumlegierungen bezeichnet.

Aluminium bildet gemeinsam mit Scandium die Al_3Sc -Phase, welche sich mit dem Aluminium-Mischkristall im Gleichgewicht befindet. Zunächst entsteht Al_3Sc als primäre Phase bei der Erstarrung. Des Weiteren scheidet sich Al_3Sc durch eine entsprechende Wärmebehandlung als Sekundärphase aus, indem zuerst ein an Scandium übersättigter Aluminium-Mischkristall durch rasches Abkühlen hergestellt und darauffolgend eine Auslagerung bei erhöhter Temperatur vorgenommen wird. [Röy05]

Es lassen sich drei wesentliche positive Effekte aufführen, die in Aluminiumlegierungen durch das Zulegieren von Scandium entstehen und immer im Zusammenhang mit der Al_3Sc -Phase stehen [Röy07]:

- Kornfeinung
- Ausscheidungshärtung
- Gefügestabilisierung

Der positive Effekt der Kornfeinung ist an die Bedingung geknüpft, dass sich bereits bei der Erstarrung aus der Schmelze zuerst die Al_3Sc -Phase bildet, bevor der Aluminium-Mischkristall entsteht [Röy05]. Die Voraussetzung dafür ist ein Mindest-Scandiumgehalt, welcher wiederum von der weiteren Legierungszusammensetzung abhängt [Röy05]. Die Al_3Sc -Phase dient, begünstigt durch die sehr ähnlichen Gitterparameter von Aluminium und Al_3Sc , als effektiver Keimbildner für die weitere Erstarrung und trägt somit zu einer geringen Guss-Korngröße bei [Kam10]. Damit einhergehend sind geringere Schrumpfungsbehinde-

rungen sowohl beim Gießen als auch beim Schweißen [Ost07], wodurch der Bildung von Poren und Heißrissen entgegengewirkt und die Schweißbeignung erhöht wird [Röy05]. Darüber hinaus wird auf Basis der kleinen Gusskorngröße eine fein und gleichmäßig verteilte Ausscheidung der Sekundärphasen-Partikel begünstigt [Röy05]. Die Vorteile der geringen Korngröße sind beispielsweise die Möglichkeit der superplastischen Umformung [Ost07] und die Verfestigung durch den Effekt der Feinkornhärtung (siehe auch Kapitel 2.2.2) [Ken02].

Ein weiterer Festigkeitsanstieg wird durch den Effekt der Ausscheidungshärtung erreicht. Aufgrund der stark absinkenden Löslichkeit von Scandium in Aluminium bei fallender Temperatur ist es möglich, durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten einen an Scandium übersättigten Aluminium-Mischkristall zu bilden. In Folge einer Warmauslagerung bei einer Temperatur von $\vartheta \approx 250 \text{ °C} - 350 \text{ °C}$ scheidet sich Scandium in Form von Al_3Sc -Partikeln sehr fein verteilt aus. Diese sekundären Al_3Sc -Partikel behindern eine Versetzungsbewegung und erhöhen somit die Festigkeit. Die für konventionell aushärtbare Aluminiumlegierungen typischen Auslagerungstemperaturen (siehe Kapitel 2.2.2) sind deutlich niedriger als bei Aluminium-Scandium-Legierungen. Daher lässt sich die Ausscheidungshärtung der aushärtbaren 2xxx-, 6xxx- und 7xxx-Aluminiumlegierungen nicht mit der Ausscheidung von Al_3Sc kombinieren. Zweckmäßiger ist somit die Kombination einer üblicherweise nicht aushärtenden Legierung mit Scandium. [Röy07]

Besonders das naturharte AlMg-Legierungssystem, das durch vorteilhafte Eigenschaften wie z.B. gute Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit gekennzeichnet ist, eignet sich zur Festigkeitssteigerung durch die Al_3Sc -Partikelausscheidung, um zukünftig auch als Werkstoff für Strukturbauteile im Flugzeugbau zum Einsatz zu kommen [Tor98]. Das Hauptlegierungselement Magnesium, welches bereits eine besonders starke Mischkristallverfestigung in Aluminiumlegierungen bewirkt [Ost07], hat zudem keinen Einfluss auf die Al_3Sc -Ausscheidungen und die damit einhergehende Verfestigung [Saw90]. Trotz der Kombination aller festigkeitssteigernden Mechanismen (siehe Kapitel 2.2.2) liegen AlMgSc-Legierungen im Festigkeitsniveau etwa 10 % unter der bisher im Flugzeugrumpf typischerweise eingesetzten Aluminiumlegierung AA2024 [Tem01]. Typische mechanische Kennwerte der AlMgSc-Legierung AA5028 im H116-Zustand, wie beispielsweise der Elastizitätsmodul und die 0,2 %-Dehngrenze, sind in Kapitel 4.1 beinhaltet.

Der dritte Scandium-Effekt in Aluminiumlegierungen, die Gefügestabilisierung, beschreibt den Widerstand gegen Korngrenzenbewegung bei erhöhten Temperaturen, wodurch eine relativ hohe Rekristallisationstemperatur erreicht wird [Kam10]. Das heißt, die mechanischen Eigenschaften bleiben nach Behandlungen bei erhöhter Temperatur, z.B. nach Kriechumformprozessen (siehe Kapitel 2.3.3.4), erhalten [Jam02]. Diese Eigenschaft wird auch als thermische Stabilität bezeichnet [Jam02]. Besonders stark wirkt sich auch hier die feine Verteilung der sekundär ausgeschiedenen Al_3Sc -Partikel aus, die eine Korngrenzenbewe-

gung behindern [Rid98]. Darüber hinaus kann die Rekristallisationstemperatur durch eine kombinierte Scandium- und Zirkonium-Zugabe weiter gesteigert werden [Ros00], indem Scandium in den Al_3Sc -Partikeln teilweise substituiert wird ($Al_3Sc_{1-x}Zr_x$) [Len13]. Der festigkeitssteigernde Effekt wird dabei durch die Zr-Substitution nicht beeinflusst [Dav00]. Für eine AlMgSc-Legierung in der chemischen Zusammensetzung, wie sie für die Untersuchungen im Rahmen der vorliegenden Arbeit zur Verfügung stand, wird in der Literatur eine Rekristallisationstemperatur von $\vartheta \approx 400$ °C angegeben [Rid98]. In [Gra09] wird dennoch zur Vermeidung von Vergrößerungserscheinungen der ausgeschiedenen Phasen eine maximale Bearbeitungstemperatur von $\vartheta \approx 350$ °C empfohlen. In [Jam02] werden sehr gute Kriechumformergebnisse von zylindrischen AlMgSc-Blechstreifen bei $\vartheta \approx 325$ °C erreicht, bei höheren Behandlungstemperaturen ($\vartheta > 325$ °C) sind hingegen beeinträchtigte Festigkeitseigenschaften wie geringere Fließgrenzen und Zugfestigkeiten erfasst worden.

Speziell für Flugzeugrumpfanwendungen wurden in den letzten Jahren zwei AlMgSc-Legierungen entwickelt, die bereits als AA5024 [Ale13] und AA5028 [Ale15] bei der Aluminum Association registriert sind. Die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit an AlMgSc-Blechen wurden hauptsächlich mit der Legierung AA5028 durchgeführt, ausschließlich für die Versuche an besonders dünnwandigen Blechen in Kapitel 6.1 wurde die Legierung AA5024 verwendet.

In der Tabelle 2-1 sind die wesentlichen Vor- und Nachteile von AlMgSc-Legierungen im Vergleich zur konventionell eingesetzten Al-Cu-Legierung AA2024 zusammengetragen.

Tabelle 2-1 Vor- und Nachteile von AlMgSc im Vergleich mit AA2024

Vorteile	Nachteile
+ Geringere Dichte [Ale15]	– Geringere Zugfestigkeit [Ale15]
+ höhere Bruchzähigkeit, geringere Risswachstumsrate [Ale15], d.h. höhere Schadenstoleranz	– Geringe Duktilität, Bildung von Fließfiguren [Jam01], d.h. schlechte Umformbarkeit bei Raumtemperatur
+ Höherer Elastizitätsmodul [Ale15], d.h. höhere elastische Steifigkeit, z.B. gegen Beulen	– Höherer Preis [Röy05]
+ Bessere Korrosionsbeständigkeit [Röy05]	
+ Hohe Thermische Stabilität, d.h. Umformprozesse bei relativ hohen Temperaturen möglich [Kam10]	
+ Gute Schweißbarkeit für LBW & FSW [Kam10], d.h. integrale Bauweise möglich	

Der Preis von AlMgSc ist aufgrund des teuren Legierungselements Scandium im Vergleich zu bisher verwendeten Aluminiumlegierungen in der Luftfahrt relativ hoch [Röy05]. Daher kommen aktuell noch keine AlMgSc-Legierungen im Flugzeugbau zum Einsatz [Röy07]. In [Röy05] und [Tor98] wird jedoch in Aussicht gestellt, dass der Scandium-Preis zukünftig sinken dürfte.

Des Weiteren sind durch die Verwendung von AlMgSc anstatt der Al-Cu-Legierung AA2024 signifikante Kostensenkungen möglich, da innovative Fertigungstechnologien wie das Laserstrahlschweißen und das Kriechumformen (siehe dazu Kapitel 2.3.3.4) eingesetzt sowie aufwändige, für ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen notwendige Wärmebehandlungsvorgänge (siehe Kapitel 2.2.2.2) eingespart werden können [Jam01].

2.2.5 Aluminium-Magnesium-Mangan-Legierung (AlMgMn)

Eine Vielzahl der experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit, insbesondere in Kapitel 5.1, wurden mit der AlMg_{4,5}Mn-Legierung (AA5083) durchgeführt. Der Grund dafür liegt darin, dass die neue AlMgSc-Legierung (AA5028) nur in begrenzter Menge zur Verfügung stand und dass die ausgewählte Alternativlegierung AlMg_{4,5}Mn zum gleichen Legierungssystem (AlMg) gehört. Die Legierung AlMg_{4,5}Mn ist eine mittelfeste Aluminiumlegierung und gehört beispielsweise im Schiffsbau und Druckbehälterbau zu den meist verwendeten naturharten 5xxx-Aluminiumlegierungen [Alu98].

Im Gegensatz zu der neuartigen AlMgSc-Legierung können die Festigkeitseigenschaften bei AlMg_{4,5}Mn ausschließlich über die Mechanismen der Mischkristall- und Kaltverfestigung gesteigert werden. Vor allem Magnesium bewirkt eine starke Mischkristallverfestigung in Aluminium, da Magnesium zum einen eine hohe Löslichkeit in Aluminium vorweisen kann und zum anderen einen großen Atomradius im Vergleich zu Aluminium besitzt. Somit verzerren die gelösten Mg-Fremdatome das Aluminiumkristallgitter derart, dass die Bewegung von Versetzungen behindert wird. [Ost07]

Die Fließgrenze und die Zugfestigkeit steigen daher mit wachsendem Mg-Gehalt stetig an, wobei die Bruchdehnung bis zu einem Mg-Anteil von 3 % abfällt und darüber wieder ansteigt [Kam98]. Daher ist es vorteilhaft, für Umformprozesse AlMg-Legierungen mit einem Magnesiumanteil von > 3 % zu verwenden, um von der größeren Duktilität zu profitieren. Um der größeren Korrosionsanfälligkeit bei erhöhtem Magnesiumgehalt (> 3 %) entgegenzuwirken, wird Mangan (Mn) zugesetzt, womit neben der besseren Korrosionsbeständigkeit eine weitere Festigkeitssteigerung erzielt werden kann [Kam98]. AlMg-Legierungen mit einem Mg-Anteil von > 5 % werden aufgrund der hohen Korrosionsneigung kaum produziert [Alt65]. Entsprechend des relativ hohen Magnesiumgehalts von 4,0 - 4,9 % handelt es sich bei der Aluminiumlegierung AlMg_{4,5}Mn um eine gut umformbare Legierung [DIN13].

2.2.6 Portevin-Le Chatelier-Effekt (PLC-Effekt) bei AlMg-Legierungen

Bei AlMg-Legierungen wirkt sich die Neigung zur Ausbildung von Fließfiguren nachteilig aus, die bei plastischer Deformation von Blechen an deren Oberseite in Erscheinung treten. Diese Fließfiguren, unterteilt nach Typ A - Lüdersdehnung und Typ B - Portevin-Le Chatelier-Effekt (kurz PLC-Effekt), sind lokale plastische Dehnungen, welche durch dynamische Interaktionen von Mg-Atomen und Versetzungen entstehen. Typ A ist im Rahmen dieser Arbeit nicht relevant, da dieser nur im weichgeglühten Zustand (Zustand O, siehe dazu [DIN17]) auftritt. Für die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe AA5083 im Zustand H111 und AA5028 im Zustand H116 (siehe dazu DIN17) sind die Fließfiguren Typ B bedeutsam. In der Metallphysik wird der Effekt so beschrieben, dass sich bewegliche Versetzungen an den blockierenden Mg-Atomen ansammeln, bis eine kritische Fließspannung ein ruckartiges Losreißen dieser Versetzungen bewirkt. Diese sich wiederholende, plötzliche Versetzungsbewegung verursacht ein Sinken der Fließspannung, was sich z.B. beim uniaxialen Zugversuch durch einen stufenförmigen bzw. „sägezahnförmigen“ Spannungs-Dehnungs-Verlauf äußert (siehe Abbildung 4-1 in Kapitel 4.1.1). Auf den Blechoberflächen erscheinen die Fließfiguren in Form von Linien, die 50° bis 60° zur Hauptspannungsrichtung orientiert sind (Abbildung 2-4). [Ost07]

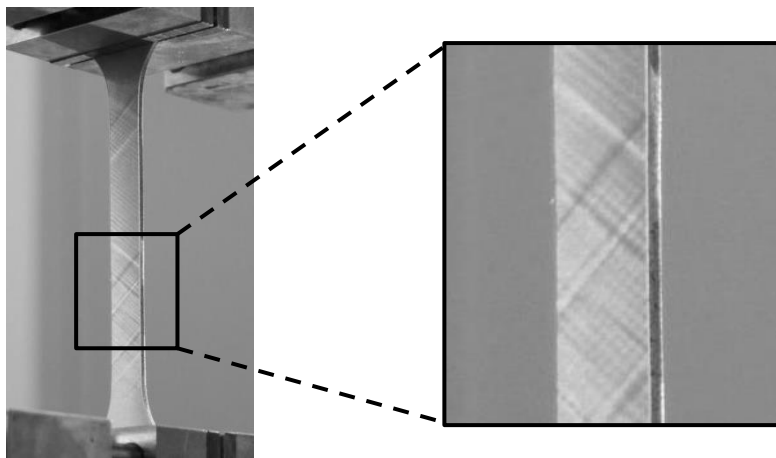


Abbildung 2-4 Fließfiguren Typ B (PLC-Effekt) bei einer uniaxial geprüften Zugprobe aus einer AlMg-Legierung

Beeinflussen lässt sich der PLC-Effekt durch den Mg-Gehalt, die Korngröße, den Umformgrad, die Umformgeschwindigkeit und die Umformtemperatur [Ost07]. Erhöhte Umformtemperaturen können beispielsweise die Ausbildung von Fließfiguren vermeiden. Diesbezüglich wird in [Abb02] für die Legierung AA5182, die einen sehr ähnlichen Magnesiumgehalt im Vergleich zu den beiden in dieser Arbeit verwendeten Legierungen AA5083 und AA5028 aufweist [DIN13], eine Temperatur von $\vartheta \approx 120^\circ\text{C}$ angegeben, über der kein PLC-Effekt mehr auftritt.

2.3 Umformen von großformatigen Aluminium-Blechbauteilen im Flugzeugbau

Die Herstellung großformatiger, versteifter Rumpf- und Flügelschalen (siehe dazu Kapitel 2.1) wird typischerweise in Differentialbauweise umgesetzt, d.h. die einzelnen Komponenten wie Außenhaut und Versteifungselemente werden individuell hergestellt und durch eine Vielzahl an Nietverbindungen miteinander gefügt [Ada04]. Die Außenhautbleche werden dabei aus ebenen, gewalzten Blechhalbzeugen in die gewünschte Form gebracht, bevor sie entsprechend versteift werden.

Als formgebende Fertigungsverfahren für diese großformatigen Außenhautbleche dienen aktuell hauptsächlich das Walzrunden bei einfach gekrümmten bzw. zylindrischen Rumpfschalen [Pen18], das Streckziehen bei doppelt gekrümmten bzw. sphärischen Rumpfschalen [Jam02] und das Kriechumformen bei Flügelschalen [Ebe08].

Eine Einordnung bzw. Unterteilung verschiedener Umformverfahren wird in den DIN-Normen DIN 8582 bis DIN 8587 vorgenommen [DIN03a]. Darin erfolgt eine Gruppierung hinsichtlich der Beanspruchungsart (Zug, Druck, Biegung, Schub), die während des Umformens im Werkstück auftritt; darüber hinaus wird nach Verfahrensvarianten unterteilt, Abbildung 2-5.

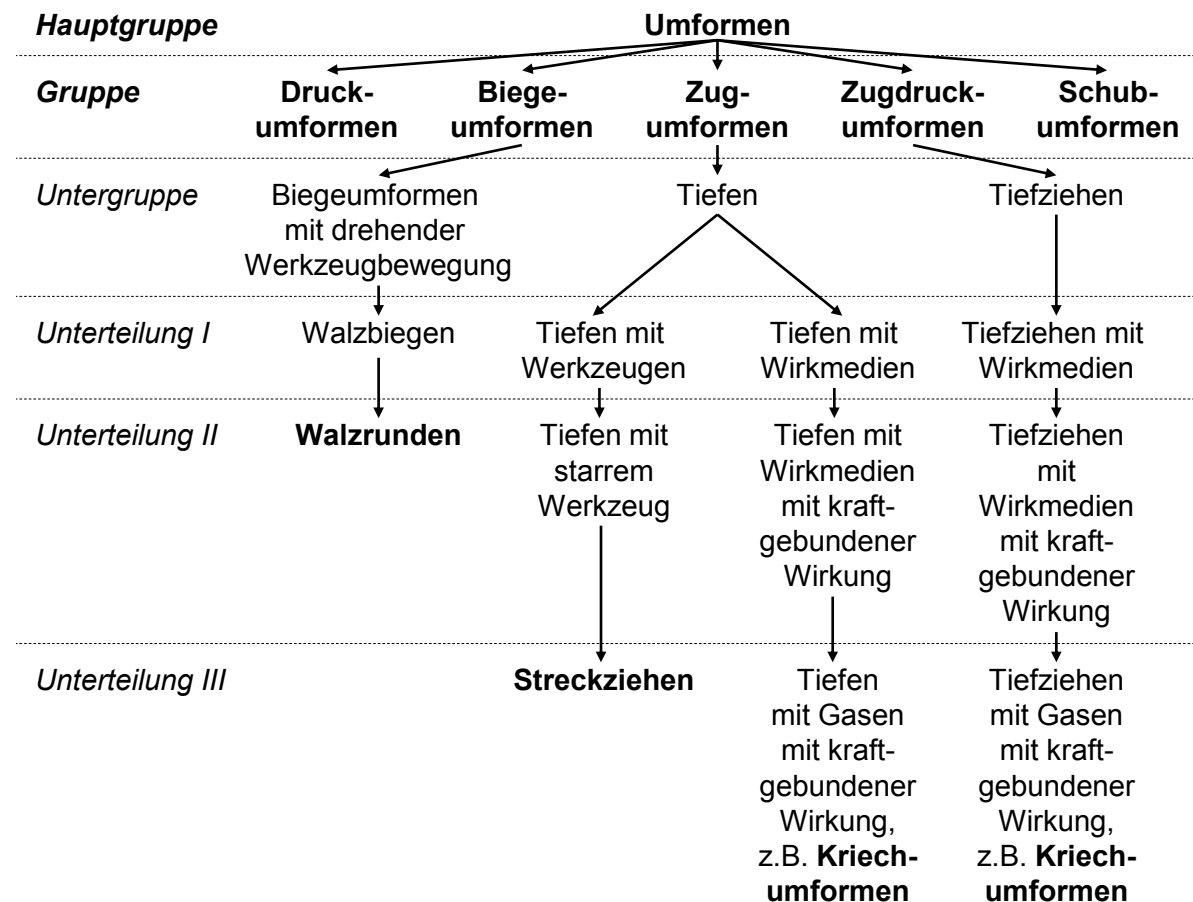


Abbildung 2-5 Einordnung der Umformverfahren Walzrunden, Streckziehen und Kriechumformen zur Herstellung großformatiger Aluminiumbleche für Flugzeuganwendungen nach [DIN03b], [DIN03c] und [DIN03d]

Die bereits oben genannten in der Herstellung von Rumpf- und Flügelschalen zum Einsatz kommenden Umformverfahren können demnach entsprechenden Verfahrensgruppen zugeordnet werden, siehe Abbildung 2-5.

In der Art und Weise, wie das Verfahren Kriechumformen (siehe Kapitel 2.3.3) aktuell bei nur leicht doppelt gekrümmten [Inf12] und im Vergleich zu Rumpfschalen relativ dickwandigen Flügelschalen zum Einsatz kommt [Hol89], ist es aufgrund der dominierenden Biegebeanspruchung prinzipiell der Gruppe Biegeumformen zuzuordnen [Lin04]. Bei den Untersuchungen zum (Kriech-)Umformen dünnwandiger und sphärisch gekrümmter Schalen im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde hingegen ein vorwiegender Membranspannungszustand im Werkstück erzeugt. Daher erfolgt die Eingruppierung des Kriechumformens an dieser Stelle (Abbildung 2-5) in Verfahren des Zugdruckumformens bei niederhalterlosem Umformen und des Zugumformens, sobald ein Niederhalter den radialen Blecheinzug unterbindet. Die beiden Spannungszustände werden im Kapitel 5.1.5.2 (Zugdruckbeanspruchung) und im Kapitel 5.2.1 (Zug-Zug-Bbeanspruchung) detailliert beschrieben und analytisch hergeleitet.

Während Walzrunden (auch Rundwalzen genannt) und Streckziehen bereits zu den ältesten Fertigungsverfahren im Luftfahrzeugzellenbau gehören [Win67], wird das Kriechumformen erst seit 1989 zur Herstellung von Flügelschalen angewendet [Hol89] und wurde im Jahr 1992 patentiert [Bre92]. Diese drei Umformverfahren mit besonderem Fokus auf das Kriechumformen werden in den folgenden Unterkapiteln tiefgründiger behandelt.

An dieser Stelle seien mit dem Explosionsumformen [Ems67], dem Laserstrahlumformen [Hor08] und dem Kugelstrahlumformen [Kop02] weitere zum Teil neuartige Sonderverfahren zur Umformung großflächiger Bleche für Luftfahrtanwendungen genannt.

2.3.1 Walzrunden

Beim Walzrunden werden ebene Bleche durch rotierende Walzen zu zylindrischen oder konischen Bauteilen und damit stets zu einfach gekrümmten Geometrien verarbeitet, wobei die plastische Formgebung hauptsächlich durch Biegebeanspruchung erreicht wird [DIN03d]. Es existieren verschiedene Ausführungen von Walzrundmaschinen, die je nach Anzahl und Anordnung der Walzen variieren [Rei90a]. Zur Herstellung von einfach gekrümmten Flugzeugrumpfblechungen kommt typischerweise eine symmetrische Dreiwalzenmaschine zum Einsatz (Abbildung 2-6) [Pen18]. Eine translatorische Walzenbewegung erlaubt unter anderem die Einstellung des gewünschten Krümmungsradius [Cha12].

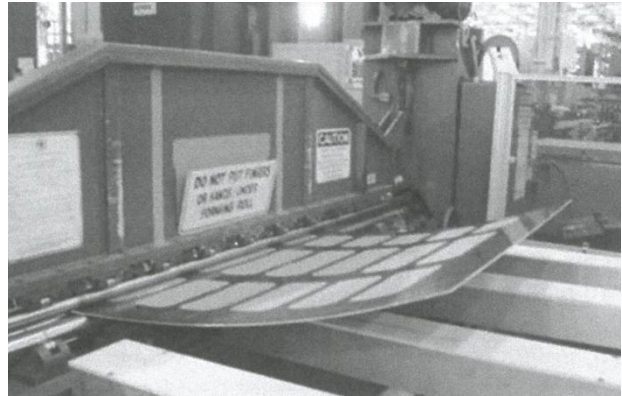
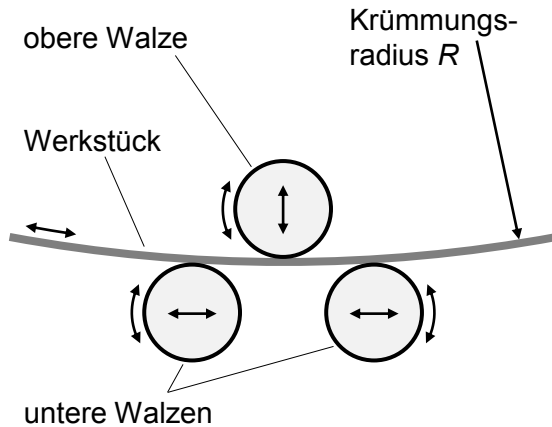


Abbildung 2-6 Prinzip des Walzrundens mit symmetrischer Dreiwalzmaschine nach [Rei90a] (links), Herstellung einer einfach gekrümmten Flugzeugrumpfschale durch Walzrundens [Sah17] (rechts)

2.3.2 Streckziehen

Beim Streckziehen wird ein in der Regel zweiseitig fest eingespanntes Blech mit Hilfe eines starren Stempels umgeformt [Sie15a], wobei die plastische Dehnung hauptsächlich durch ein- oder mehrachsige Zugbeanspruchung erreicht wird [DIN03e]. Während sich die Oberfläche des Blechs dabei vergrößert, wird die Blechdicke entsprechend reduziert [DIN03d]. Mittels Streckziehen können sowohl einfach gekrümmte als auch doppelt gekrümmte Geometrien geformt werden [Klo17].

Es wird zwischen „Einfaches Streckziehen“ und „Tangentialstreckziehen“ unterschieden, wobei beide Verfahrensvarianten zur Herstellung von Flugzeugrumpf-Außenhautblechungen zum Einsatz kommen [Sie15a]. Während beim einfachen Streckziehen nur der Stempel zur Formgebung verwendet werden kann und die Spannbacken zum Greifen des Blechs feststehen, können beim Tangentialstreckziehen sowohl Formstempel als auch Spannbacken verwendet werden [Sie15a]. Somit wird beim Tangentialstreckziehen zunächst das umzuformende Blech bis in den plastischen Dehnungsbereich gestreckt und daraufhin an den Formstempel angelegt, wie in Abbildung 2-7 dargestellt ist [Obe90].

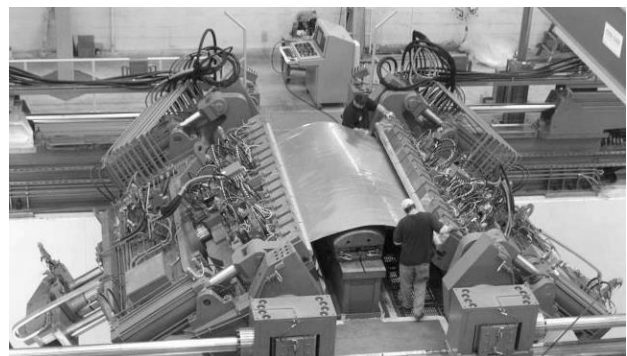
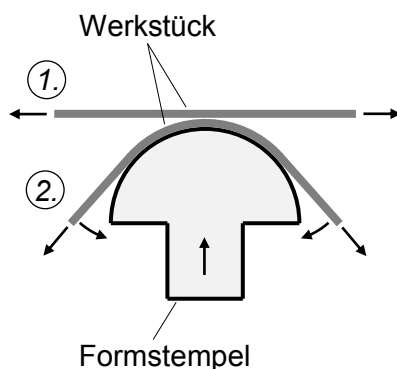


Abbildung 2-7 Prinzip des Tangentialstreckziehens nach [Obe90] (links), Tangentialstreckziehen einer Flugzeugrumpfschale [Cyr17] (rechts)

Nach dem heutigen Stand der Technik wird das Streckziehen von Flugzeug-Außenhautblechen aus der ausscheidungshärtbaren AA2024-Aluminiumlegierung (siehe Kapitel 2.2.2.2) im lösungsgeglühten Zustand durchgeführt [Jam07]. Das bedeutet, der Umformvorgang wird dem festigkeitssteigernden und duktilitätsmindernden Aushärtungsprozessschritt vorgelagert, um die bessere Umformbarkeit zu nutzen. Die neuartige und naturharte AlMgSc-Legierung (siehe Kapitel 2.2.4) lässt sich jedoch nicht durch geeignete Wärmebehandlung in einen entsprechend besser umformbaren Zustand versetzen, sodass es beim Streckziehen von doppelt gekrümmten AlMgSc-Blechen zum Festigkeitsversagen des Werkstücks im Einspannbereich kommt [Jam01]. Aufgrund dessen richtet sich der Fokus bezüglich der formgebenden Fertigung von AlMgSc-Blechstrukturen auf Untersuchungen zum Kriechumformverhalten (Kapitel 2.3.3.4) [Len13].

2.3.3 Kriechumformen

Der Begriff Kriechumformen (engl. creep forming) beschreibt ein Umformverfahren unter Nutzung des Kriecheffekts, auf den im Folgenden näher eingegangen wird.

2.3.3.1 Kriechen

Als Kriechen (engl. creep) wird eine langsame, irreversible Deformation bezeichnet, die in festen Werkstoffen bei äußerer Belastung über längere Zeit hinweg entsteht [Rös16]. Diese Kriechdehnung, welche bereits bei einer Beanspruchung unterhalb der Fließgrenze auftreten kann, ist stark temperaturabhängig und wird im Hinblick auf „technisch relevante Zeiträume“ erst ab ca. 40 % der absoluten Schmelztemperatur bedeutend [Mai15]. Der Grund hierfür sind thermisch aktivierte Vorgänge im Werkstoff [Rie09], d.h. thermische Energie infolge einer Temperaturerhöhung führt zu Platzwechsel von Atomen [Roo08], wodurch die folgenden drei Kriechmechanismen in kristallinen Werkstoffen ermöglicht werden [Rös16]:

- Versetzungskriechen im Kristallgitter
Während Versetzungsbewegungen bei tiefen Temperaturen nur entlang der Gleitebene möglich sind und dabei zum Überwinden von Hindernissen eine zusätzliche Spannung notwendig ist [Rös16], können Versetzungen bei erhöhten Temperaturen durch Wechseln auf andere Gleitebenen den Hindernissen ausweichen [Rie09]. Ersteres wird auch als „konservative Versetzungsbewegung“ bzw. Gleiten bezeichnet, das zweitgenannte und für das Versetzungskriechen relevante Phänomen wird hingegen als „nichtkonservative Versetzungsbewegung“ bzw. Klettern beschrieben [Led03].
- Korngrenzengleiten
Bei hohen Temperaturen können Körner aneinander abgleiten. Im Gegensatz zum

Kriechmechanismus des Versetzungskriechens im Korninneren lokalisiert sich also dieser Kriechvorgang an den Korngrenzen [Mai15]. Das Korngrenzengleiten trägt bei Metallen nur zu einem geringen Teil zur Gesamtkriechdehnung bei [Rös16], ist jedoch bei der superplastischen Umformung, d.h. bei noch höheren Temperaturen, dominierend [Mai15].

- Leerstellendiffusion

Der Kriechmechanismus der Leerstellendiffusion (auch „Diffusionskriechen“ genannt [Rös16]) ist dadurch gekennzeichnet, dass ausschließlich eine Leerstellenwanderung zur Deformation beiträgt. Dieser Mechanismus ist nur bei sehr geringen Spannungen, bei denen weitgehend keine Verformung durch Versetzungsbewegung erfolgt, ausschlaggebend [Mai15].

Die einzelnen Kriechmechanismen treten in Kombination auf und sind in ihrer Ausprägung insbesondere von Temperatur und Spannung abhängig [Rös16]. Das Versetzungskriechen stellt typischerweise den größten Anteil der Gesamtkriechverformung dar [Mai15].

Bezeichnend für eine Kriechverformung ist das parallele Auftreten von durch die oben beschriebenen Kriechmechanismen hervorgerufenen zeitabhängigen Entfestigungsvorgängen und dehnungsabhängigen Verfestigungsvorgängen [Rie09]. Das Verhältnis von Ent- und Verfestigungsanteilen zueinander spiegelt sich in der Kriechkurve bzw. der linearen Zeitdehnkurve wider, welche durch den Zeitstandversuch (engl. creep test) ermittelt wird und in Abbildung 2-8 dargestellt ist [Rie09]. Dabei werden Werkstoffproben unter uniaxialer Zugbeanspruchung bei bestimmten, konstanten Temperatur- und Lastniveaus geprüft und die Dehnung als Funktion der Zeit gemessen [DIN09a].

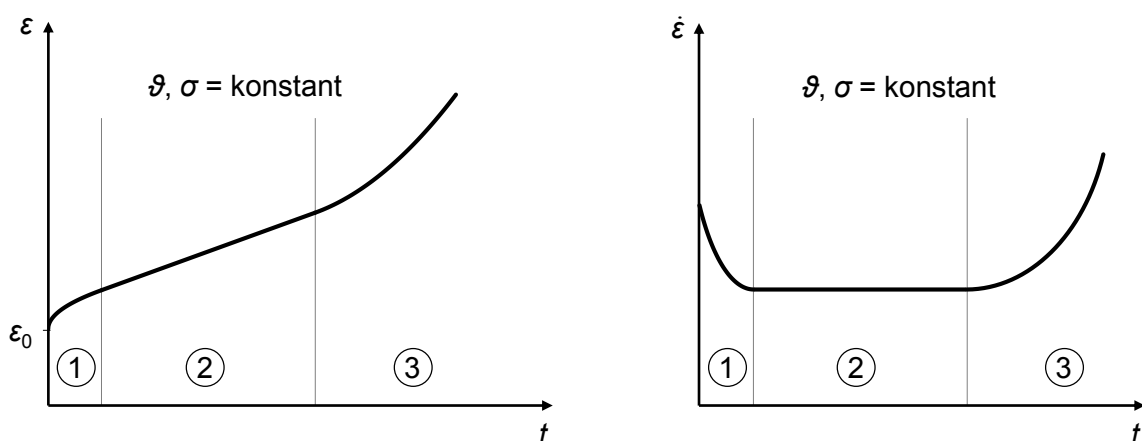


Abbildung 2-8 Schematische Darstellung der Kriechdehnung in Abhängigkeit von der Zeit (= Kriechkurve bzw. lineare Zeitdehnkurve, links), schematische Darstellung der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Zeit nach [Rie09] (rechts)

Die Kriechkurve wird in drei Bereiche eingeteilt, wie in Abbildung 2-8 dargestellt ist:

- Bereich 1: Primäres Kriechen bzw. Übergangskriechen
Nachdem beim Zeitstandversuch die Temperatur und darauffolgend die Last aufgebracht sind, stellt sich die Anfangsdehnung ϵ_0 ein, die aus elastischem und ggf. plastischem Anteil besteht [Rie09]. Das Kriechen beginnt zu diesem Zeitpunkt mit hoher Geschwindigkeit, währenddessen die Anzahl der Versetzungen steigt. Dadurch verfestigt der Werkstoff stärker als dass es entfestigt, sodass die Dehnratesinkt. [Rös16]
- Bereich 2: Sekundäres Kriechen bzw. Stationäres Kriechen
Infolge eines sich einstellenden Gleichgewichts von Ent- und Verfestigungsvorgängen kommt eine konstante Kriechgeschwindigkeit zustande [Rie09].
- Bereich 3: Tertiäres Kriechen
Aufgrund einer Schädigung erfolgt ein Festigkeitsverlust bzw. eine Spannungsüberhöhung durch Einschnürung, die nach einem Anstieg der Kriechgeschwindigkeit zum Bruch führt [Rös16].

Im Allgemeinen bewirken höhere Temperaturen und/oder höhere Spannungen eine größere Kriechgeschwindigkeit [Spä55]. In [Rie09] wird zudem darauf hingewiesen, dass die Kriechkurven insbesondere in Abhängigkeit von Temperatur und Spannung von dem typischen Verlauf in Abbildung 2-8 abweichen können. Bei geringen Temperaturen und Spannungen tendieren Werkstoffe dazu, dass weder tertiäres Kriechen noch ein Kriechbruch eintritt. Im Gegensatz dazu neigen Werkstoffe bei hohen Temperaturen und Spannungen zum Kriechbruch, ohne den Bereich des stationären Kriechens zu durchwandern [Rie09].

2.3.3.2 *Spannungsrelaxation*

Als Spannungsrelaxation (engl. stress relaxation) wird im Rahmen dieser Arbeit jener Fall verstanden, der in kristallinen Werkstoffen bei erhöhter Temperatur und unter äußerer Belastung sowie über längere Zeit hinweg stattfindet, wenn die „äußere“ Formänderung unterbunden wird [Mai15]. Die Spannungsrelaxation basiert damit auf den gleichen Mechanismen wie das Kriechen (siehe Kapitel 2.3.3.1). Aufgrund der Deformationsbehinderung trägt die Kriechdehnung jedoch nicht zur Vergrößerung der Gesamtdehnung bei, sondern äußert sich in der Umwandlung von elastischer Dehnung in plastische Kriechdehnung (siehe Abbildung 2-9, rechts) und somit in einer geringeren Rückfederung bei Entlastung. Ähnlich wie der Zeitstandversuch zur Bestimmung von Kriechkurven existiert der Spannungsrelaxationsversuch (engl. stress relaxation test) zur Ermittlung von Relaxationskurven. Dabei werden Zugproben bei konstanter, erhöhter Temperatur uniaxial auf ein bestimmtes Lastniveau vorgespannt und die daraus resultierende Dehnung über eine längere Zeit hinweg konstant gehalten. Die als Funktion der Zeit gemessene Kraftabnahme bzw. die daraus ermittelte

Spannungsverringerung stellt die Relaxationskurve dar (siehe auch Kapitel 4.1.3) [Mai15]. Die prinzipiellen Spannungs- und Dehnungsverläufe bei der Spannungsrelaxation in Abhängigkeit der Zeit sind in Abbildung 2-9 skizziert [Rus11].

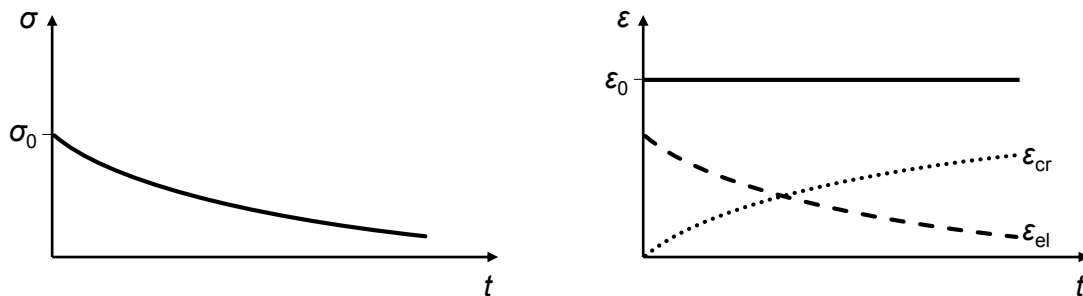


Abbildung 2-9 Prinzipdarstellung der Spannungs- und Dehnungsverläufe in Abhängigkeit der Zeit bei der Spannungsrelaxation nach [Rus11]

Die Anfangsspannung σ_0 kann sowohl unterhalb als auch oberhalb der Fließgrenze liegen. Entsprechend ist die Anfangsdehnung ε_0 entweder rein elastischer Natur oder enthält einen plastischen Anteil.

2.3.3.3 Creep age forming

Creep age forming beschreibt ein Umformverfahren, bei dem Kriechen (siehe Kapitel 2.3.3.1 und 2.3.3.2) und Warmaushärten (siehe Kapitel 2.2.2.2) miteinander kombiniert werden und somit zeitgleich in einem Prozessschritt erfolgen [Hol89]. Anwendung findet dieses Verfahren insbesondere bei der Herstellung von großformatigen Flügelschalen, welche hauptsächlich aus ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen der 2xxx-Reihe bei unteren Flügelschalen und der 7xxx-Reihe bei oberen Flügelschalen bestehen (siehe dazu Kapitel 2.2.2.1) [Zha11a]. Der Prozessablauf des Kriechumformens mit kombinierter Warmaushärtung ist in Abbildung 2-10 gezeigt. Zunächst wird das umzuformende Blech in die Negativform eingelegt und anschließend pneumatisch in die Form gedrückt. Der Umformdruck wird über eine bestimmte Zeitdauer hinweg aufrecht gehalten, wobei das Werkstück einer erhöhten Temperatur ausgesetzt ist. Nach Entlastung und Abkühlung kann das umgeformte Blech entnommen werden. [Hol89]

Der pneumatische Umformdruck wird realisiert, indem der Luftraum zwischen Formoberfläche und Blech abgedichtet und evakuiert wird. Gegebenenfalls kann ein Druckofen bzw. Autoklav unterstützend wirken, wodurch ein zusätzlicher Druck von außen aufgebracht wird [Zha11a].

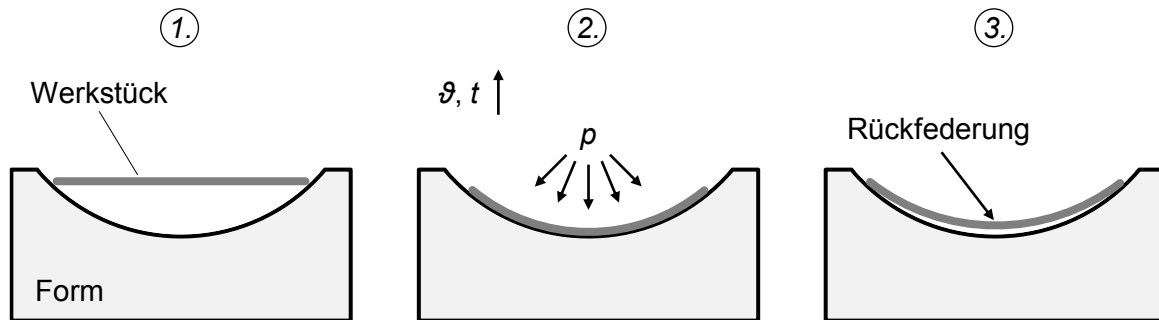


Abbildung 2-10 Prozessablauf des Creep age forming nach [Hol89]: (1) Positionierung des ebenen Ausgangsblechs in die Negativform, (2) Pneumatische Druckbeaufschlagung bei erhöhter Temperatur über bestimmte Haltezeit hinweg, (3) Entlastung, Abkühlung und Entnahme des umgeformten Werkstücks mit Rückfederung

Bei bisherigen Anwendungen des Creep age forming ist das Blech bereits direkt nach Druckbeaufschlagung in Kontakt mit der Form, das heißt der Kriecheffekt erfolgt in Form einer Spannungsrelaxation bzw. durch die Umwandlung von elastischer Dehnung in plastische Kriechdehnung, siehe dazu Kapitel 2.3.3.2. Typischerweise sind dabei die Spannungen, die unmittelbar nach der Druckaufbringung im Blech wirken, unterhalb der Fließgrenze, sodass die Anfangsdehnung rein elastischer Natur ist. [Zha11a]

Kennzeichnend für dieses Umformverfahren ist der zweite Prozessschritt in Abbildung 2-10, welcher bei erhöhter Temperatur und über längere Zeit hinweg abläuft. Dabei erfolgen gleichzeitig das Kriechen zur plastischen Formgebung und die Warmaushärtung durch Ausscheidung festigkeitssteigernder Partikel zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften [Hol89]. Die Parameter Temperatur und Haltezeit sind folglich entsprechend dem Warmauslagerungsverhalten des jeweiligen Werkstoffs anzupassen, um adäquate Werkstoffeigenschaften wie hohe Festigkeit bei gleichzeitig relativ hoher Bruchdehnung zu erreichen [Ost98]. Aufgrund dessen ist die Prozesstemperatur, welche bei der Warmauslagerung von Aluminiumlegierungen üblicherweise im Bereich von $\vartheta \approx 120 \text{ °C}$ bis 180 °C liegt [Ost98], begrenzt. In [Cos14] und [Zha11b] wird dazu eine typische Prozess- bzw. Haltezeit von $t \approx 20 \text{ h}$ genannt, wobei die Rückfederung des Werkstücks nach Entlastung mit etwa 70 % noch relativ groß ist. Damit geht eine komplizierte Werkzeugformgestaltung einher, um trotz der Rückfederung eine endkonturnahe Fertigung zu gewährleisten [Zha11a]. Eine Vielzahl von Veröffentlichungen der letzten Jahre behandelt daher die Vorhersage der Rückfederung bzw. die Möglichkeiten derer Kompensation beim Creep age forming ausscheidungshärtbarer Aluminiumlegierungen, siehe bspw. [Jeu06], [Lin04] und [Lin06].

In Tabelle 2-2 sind einige Vor- und Nachteile des Creep age forming im Vergleich zu konventionellen Blechumformverfahren im Flugzeugbau, z.B. Walzrunden und Streckziehen (siehe Kapitel 2.2.1 und 2.2.2), zusammengestellt.

Tabelle 2-2 Vor- und Nachteile des Creep age forming im Vergleich zu konventionellen Blechumformverfahren im Flugzeugbau

Vorteile	Nachteile
+ Geringe Werkzeugkosten in Bezug auf große Bauteildimensionen (nur einseitiges Formwerkzeug notwendig; keine hohen Einspannkkräfte) [Zha11a]	– Lange Prozesszeiten [Zha11a]
+ Geringe Spannungen im Werkstück während der Umformung → geringe Gefahr eines Festigkeitsversagens [Hol89]	– Große Rückfederung → endkonturnahe Fertigung schwierig [Zha11a]
+ Umformen bereits versteifter Bleche möglich (bei stoffschlüssig gefügten Versteifungselementen) [Zha11a]	– Beulneigung beim Umformen doppelt gekrümmter Bleche [Tho74]
+ Umformen von Blechen variabler Dicke möglich [Hol89]	– Abhängigkeit der Prozessparameter Temperatur und Zeit vom Warmauslagerungsverhalten des Werkstoffs [Win93]

2.3.3.4 Kriechumformen von AlMgSc

Der industrielle Einsatz des Kriechumformverfahrens im Flugzeugbau ist bisher nur bei Flügelschalen aus aushärtbaren Aluminiumlegierungen zu finden [Zha11a]. In [Jam07] wird dieses Verfahren allerdings auch auf nicht aushärtbare bzw. naturharte AlMg-Legierungen übertragen. Bedeutsamer Vorteil dabei ist ein wesentlich größeres zur Verfügung stehendes Parameterfenster, weil die Prozessgrößen, z.B. die Umformtemperatur, an keine Aushärtvorgänge gekoppelt sind. Insbesondere die naturharte AlMgSc-Legierung eignet sich aufgrund ihrer hohen thermischen Stabilität (siehe dazu Kapitel 2.2.4) hervorragend für dieses Umformverfahren, da durch die hohen zulässigen Temperaturen bis zu $\vartheta_{\max} \approx 325 \text{ °C}$ (siehe dazu Kapitel 2.2.4) große Kriechgeschwindigkeiten möglich sind. Im direkten Zusammenhang damit stehen eine erheblich geringere bzw. vernachlässigbar kleine Rückfederung der umgeformten Strukturen sowie kürzere Prozesszeiten im Vergleich zum Creep age forming aushärtbarer Aluminiumlegierungen [Jam02]. Weitere Vorteile des AlMgSc-Werkstoffs und des Kriechumformverfahrens können durch deren Kombination gezielt summiert werden, während sich die jeweiligen Nachteile teilweise egalisieren (vgl. Tabelle 2-1 in Kapitel 2.2.4 und Tabelle 2-2 in Kapitel 2.3.3.3). Zur Herstellung von versteiften Rumpfschalen führt Jambu in [Jam01] beispielsweise an, dass durch die Verwendung von AlMgSc anstatt der konventionellen AA2024-Aluminiumlegierung und den Einsatz des Laserstrahlschweißens sowie des Kriechumformens anstelle des Nietens und des Kaltstreckziehens eine wesentliche Reduzierung der Fertigungsschritte möglich ist.

Eine bleibende Herausforderung beim Kriechumformen ist jedoch die Beulneigung bei dünnwandigen und doppelt gekrümmten Blechen [Tho74].

2.3.3.5 Abgrenzung zur superplastischen Umformung

Superplastizität beschreibt die Fähigkeit eines Werkstoffs, sehr große plastische Formänderungen zu erreichen, wenn insbesondere folgende Bedingungen erfüllt sind [Sch93]:

- Feinkörniges Gefüge
- Hohe Umformtemperatur
- Geringe Umformgeschwindigkeit

Im Allgemeinen führen diese genannten Voraussetzungen auch zu einer hohen Kriechneigung [Sch93]. Grund für die Ähnlichkeit von Superplastizität und Kriechen sind die teilweise gleichen Mechanismen, die in beiden Fällen im Zuge thermisch aktivierter Vorgänge im Werkstoff auftreten [Kap13]. Während hingegen beim Kriechen der Mechanismus des Versetzungskriechens dominiert (siehe dazu Kapitel 2.3.3.1), trägt beim superplastischen Umformen primär das Korngrenzengleiten mit etwa 60 - 80 % zur Gesamtformänderung bei [Kob87].

Einen großen Unterschied zwischen Kriechen bzw. Kriechumformen und superplastischer Umformung stellt das Temperaturniveau dar. Nach [Vul06] findet die superplastische Umformung bei Aluminiumlegierungen typischerweise im Temperaturbereich von $\vartheta = 475 \text{ °C}$ bis 550 °C statt, d.h. in der Regel oberhalb der Rekristallisationstemperatur. Damit ist die superplastische Umformung als Verfahren der Warmumformung, d.h. Umformung oberhalb der Rekristallisationstemperatur [Sie15b], einzuordnen. Aufgrund der ständigen Rekristallisation kommt es zum Abbau der Versetzungsdichte, wodurch mechanische Eigenschaften wie Fließgrenze und Zugfestigkeit nachhaltig erheblich beeinträchtigt werden [Kot16].

Die Temperatur beim Kriechumformen ist hingegen geringer als bei der superplastischen Umformung und liegt unterhalb der Rekristallisationstemperatur [Jam01]. Daher ist das Kriechumformen den Verfahren der Halbwarmumformung, d.h. Umformung oberhalb der Raumtemperatur und unterhalb der Rekristallisationstemperatur [Sie15b], zuzuordnen.

2.4 Versagensverhalten dünnwandiger Strukturen beim Umformen

Ein Strukturversagen kann in seiner Ausprägung durch zwei verschiedene Phänomene beschrieben werden – durch Festigkeitsprobleme oder durch Stabilitätsprobleme [Lin15]. Während ersteres bei Überschreitung von zulässigen Bruch- oder Fließgrenzen des Werkstoffs auftritt [Lin15], bezeichnet ein Stabilitätsproblem den Verlust des stabilen Gleichgewichts in Form von Knicken, Beulen oder Kippen [Wie07]. Bei der Blechumformung können

im Werkstück beide Versagenstypen auftreten, z.B. beim Tiefziehen: Bodenreißer als Festigkeitsproblem und Faltenbildung als Stabilitätsproblem [Rei90b]. Die beiden Versagensarten werden in den Unterkapiteln 2.4.1 und 2.4.2 separat behandelt.

2.4.1 Festigkeitsproblem

Unter Voraussetzung eines eindeutigen Gleichgewichtszustands, das heißt ein bestimmter Belastungszustand bewirkt einen eindeutigen Deformationszustand [And04], versagen Strukturen bei Überschreitung von kritischen Spannungs- bzw. Dehnungszuständen durch Einschnürung bzw. Bruch. Versagensfälle dieser Art sind beim Tiefziehen typischerweise Bodenreißer, d.h. im Übergangsbereich von Boden zur Zarge [Bir13], und beim Streckziehen Reißer im Einspannbereich oder im Scheitelbereich des Streckziehstempels [Obe90].

Um in der Blechumformung die Versagensgrenzen durch Einschnürung bzw. Bruch zur Beurteilung der Umformbarkeit darzustellen, dienen Grenzformänderungsschaubilder. Unter Annahme des ebenen Spannungszustands führen bestimmte Beanspruchungskombinationen (σ_1, σ_2) zu entsprechenden Formänderungen an der Blechoberfläche (φ_1, φ_2). Die Grenzformänderungskurve gibt im Diagramm, in welchem die erste Hauptformänderung φ_1 über die zweite Hauptformänderung φ_2 aufgetragen ist, jene Werte an, bei deren Überschreitung ein Versagen durch Einschnürung zu erwarten ist [Bir13]. Die dritte Hauptformänderung φ_3 in Blechdickenrichtung errechnet sich über das Gesetz der Volumenkonstanz, siehe Gleichung 2.1 [Ost07].

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad 2.1$$

In Abbildung 2-11 ist ein Grenzformänderungsdiagramm schematisch dargestellt, wobei isotrope Werkstoffeigenschaften angenommen werden [Ost07].

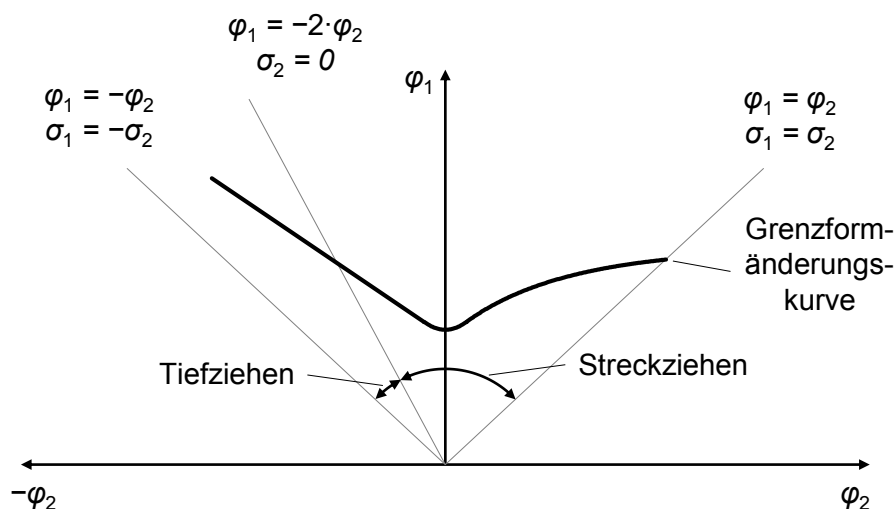


Abbildung 2-11 Prinzipielle Darstellung eines Grenzformänderungsdiagramms unter Annahme von isotropen Werkstoffeigenschaften nach [Ost07]

Theoretisch könnte der Tiefziehbereich im Grenzformänderungsdiagramm entgegen dem Uhrzeigersinn noch um die Achse des einachsigen Drucks ($\sigma_1 = 0$, $\varphi_2 = -2 \cdot \varphi_1$) erweitert werden [Die13], was jedoch in Bezug auf ein Bruchversagen nicht relevant ist. Stattdessen neigen Bleche bei kritischer Druckbeanspruchung zum Beulversagen (siehe Kapitel 2.4.2).

Die Grenzformänderungskurve wird, insbesondere bezüglich deren Lage entlang der Hauptformänderungsachse, durch Werkstoffparameter (z.B. Blechdicke, Anisotropie, Verfestigungsexponent) und Prozessparameter (z.B. Umformtemperatur und -geschwindigkeit, Reibung) beeinflusst [Doe07]. In der Regel bewirken beispielsweise größere Blechdicken und/oder höhere Umformtemperaturen eine Verschiebung der Grenzformänderungskurve zu höheren Hauptformänderungen. Darüber hinaus ist zu erwähnen, dass nur für lineare Formänderungspfade, d.h. $\varphi_1 / \varphi_2 \approx \text{konstant}$, ein Versagen durch die Grenzformänderungskurve vorhergesagt werden kann. [Bir13]

Die in Abbildung 2-11 eingezeichneten Gebiete des Tief- und Streckziehens bezeichnen die Bereiche der entsprechend wirkenden Beanspruchungskombinationen. Als Streckziehbeanspruchung wird dabei eine Zug-Zug-Beanspruchung im Allgemeinen verstanden und beschränkt sich daher nicht ausschließlich auf das genormte Umformverfahren Streckziehen, das in [DIN03c] durch „Tiefen [...] mit einem starren Stempel“ definiert ist. Eine Tiefziehbeanspruchung beschreibt wiederum eine Zug-Druck-Beanspruchung, wobei das genormte Umformverfahren Tiefziehen im Grunde genommen eine Kombination aus Tiefziehen und Streckziehen darstellt, da eine Zug-Druck-Beanspruchung im äußeren Bereich des Werkstücks und eine Zug-Zug-Beanspruchung im inneren Bereich des Werkstücks wirkt [Hal02].

2.4.2 Stabilitätsproblem

Bleche bzw. dünnwandige Strukturen im Allgemeinen sind unter Druck- oder Schubbeanspruchung beulgefährdet, da kritische Beulspannungen unterhalb von Festigkeiten liegen können [Wie07]. In der Blechumformung äußert sich dieses Versagensverhalten beim Tiefziehen durch Faltenbildung im Flanschbereich (Falten 1. Art) oder in der Zarge (Falten 2. Art) [Lie12].

Insbesondere beim Tiefziehen kreiszylindrischer Näpfe ohne Niederhalter ist das Beulen die primäre Versagensform und stellt damit die Verfahrensgrenze dar [Küb82]. Verursacht wird die Ausbildung von Beulen am Rondenrand durch tangential Druckspannungen, die aufgrund des radialen Blecheinzugs und der damit einhergehenden äußeren tangentialen Stauchung während des Umformvorgangs wirken. In der Literatur [Rei90b] wird für das Napftiefziehen ohne Niederhalter das Verhältnis von Ausgangsrondendurchmesser zur -dicke mit $d_0/s_0 = 25..40$ genannt, bei deren Überschreitung von einem Beulversagen auszugehen ist. Diese Verfahrensgrenze lässt sich jedoch nicht auf großformatige, dünn-

wandige und sphärische Schalen übertragen. Stattdessen wird das Beulverhalten in diesen Fällen durch weitere Größen, wie beispielsweise durch die Formkrümmung, maßgeblich beeinflusst (siehe dazu Untersuchungen zum niederhalterlosen Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen in Kapitel 5.1).

Beim Streckziehen sind Stabilitätsprobleme grundsätzlich irrelevant, da während der Umformung ausschließlich Zugspannungen in der Blechebene wirken (siehe Kapitel 2.3.2).

2.4.2.1 Stabiles, indifferentes und labiles Gleichgewicht

Die Charakteristik von Stabilitätsproblemen besteht darin, dass bei kritischen Belastungen das stabile Gleichgewicht verloren geht und infolgedessen kein eindeutiger Gleichgewichtszustand herrscht, sondern verschiedene Deformationszustände bei gleichem Lastzustand möglich sind (indifferentes Gleichgewicht) [Bür66]. Dieses Indifferenzkriterium, dass ohne Laständerung verschiedene Deformationszustände existieren, dient zur Berechnung kritischer Lasten bei Stabilitätsproblemen [Pfl75].

Die verschiedenen Gleichgewichtsarten sind in Abbildung 2-12 am Beispiel einer Kugel auf unterschiedlich gekrümmten Ebenen dargestellt. Während ein ausgelenktes System im stabilen Gleichgewichtszustand bestrebt ist, in die Ausgangslage zurückzukehren, würde ein ausgelenktes System im instabilen Gleichgewichtszustand entweder die ausgelenkte Lage einnehmen (indifferent) oder sich weiter von der Ausgangslage entfernen (labil) [Bür66].

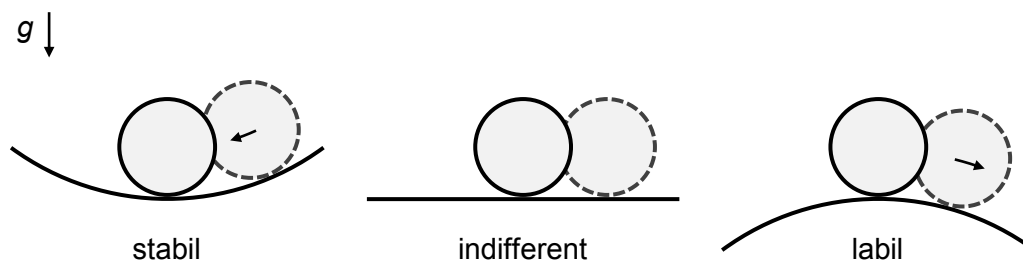


Abbildung 2-12 Gleichgewichtsarten am Beispiel einer Kugel auf unterschiedlich gekrümmten Ebenen nach [And04] – durchgezogene Linie = Ausgangslage, gestrichelte Linie = ausgelenkte Lage

Übertragen auf dünnwandige und in der Ebene druckbeanspruchte Bleche als Beispiel (Abbildung 2-13) bedeutet das, dass diese Bleche oberhalb von kritischen Druckbeanspruchungen in Form plötzlicher Biegeverformung ausbeulen, da Auslenkungen bzw. Störungen am System in der Realität immer auftreten. Für die rein theoretische Betrachtung unter Idealbedingungen wäre hingegen die Lösung einer weiteren Stauchung infolge der Druckbeanspruchung möglich. Diese Verzweigung verschiedener Lösungsmöglichkeiten bzw. des Gleichgewichts ist das Charakteristikum sogenannter Verzweigungsprobleme [Pfl75].

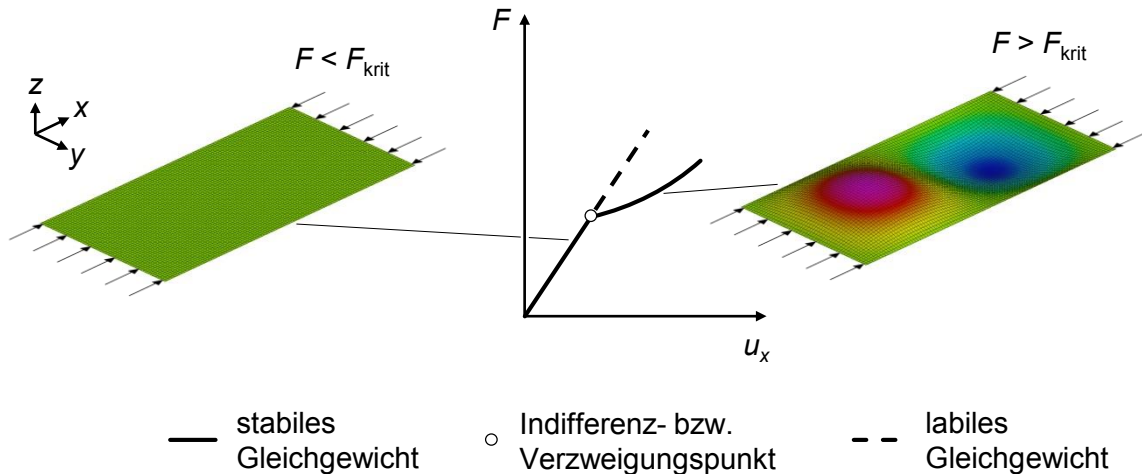


Abbildung 2-13 Illustration des Verzweigungsproblems am Beispiel einer uniaxial druckbelasteten und allseitig gelenkig gelagerten Rechteckplatte (elastisches Werkstoffverhalten angenommen) nach [Bür66]

Neben Verzweigungsproblemen existieren Durchschlagprobleme als weitere Kategorie von Stabilitätsproblemen, die durch eine lokale Extremstelle als Indifferenzpunkt im Kraft-Verformungsverlauf gekennzeichnet sind [Bür66]. Diese Art von Stabilitätsproblemen tritt zum Beispiel bei außendruckbelasteten Kreiszyylinder- oder Kugelschalen auf [Pfl75], ist aber im Rahmen dieser Arbeit nicht relevant und wird daher hier nicht weiter behandelt.

2.4.2.2 Analytische Betrachtungen zum elastischen Beulen

Zur analytischen Berechnung von kritischen Knick- oder Beullasten dienen in der Elastostatik die entsprechenden Differentialgleichungen, welche mithilfe von aufgestellten Gleichgewichtsbedingungen am deformierten Körper hergeleitet werden (siehe dazu [Kle13]). Die Betrachtung des deformierten bzw. ausgelenkten Systems ist dabei notwendig, weil Lasten entlang der Balkenachse (bei eindimensionalen Strukturen) bzw. in der Mittelebene (bei zweidimensionalen Strukturen) keine Biegeverformungen an unverformten Körpern bewirken können [Bür66]. Die spezielle Lösung der Knick-Differentialgleichung für die kritische Kraft des Ausknickens eines axialdruckbelasteten und beidseitig gelenkig gelagerten Balkens unter Annahme eines linear-elastisches Werkstoffverhaltens ist die Eulersche Knickformel in Gleichung 2.2 [Kle13]:

$$F_{eul} = \frac{\pi^2 \cdot E \cdot I}{L^2} \quad 2.2$$

Werden die Biegesteifigkeit des Balkens $E \cdot I$ und die Balken- bzw. Knicklänge L in Gleichung 2.2 durch die Plattensteifigkeit K sowie die Platten- bzw. Beullänge b ersetzt, ergibt sich die kritische Linienlast des Ausbeulens einer einachsig druckbelasteten und an den druckbeaufschlagten Seiten gelenkig gelagerten Platte in Gleichung 2.3 [Kl01]:

$$n_{\text{eul}} = \sigma_{\text{eul}} \cdot s = \frac{\pi^2 \cdot K}{b^2} \quad 2.3$$

mit der Plattensteifigkeit

$$K = \frac{E \cdot s^3}{12 \cdot (1 - \nu_{\text{el}}^2)} \quad 2.4$$

Neben der Biegesteifigkeit und der freien Beullänge, die bereits in Gleichung 2.3 enthalten sind, üben insbesondere folgende Faktoren Einfluss auf die kritische Beullast zweidimensionaler Strukturen aus:

- Lagerung der Ränder

Im Allgemeinen werden 3 verschiedene Möglichkeiten der Randlagerung unterschieden: frei, gelenkig gelagert und eingespannt. Während der frei gelagerte Rand keine Einschränkung in seiner Bewegungsfreiheit erfährt, ist der gelenkig gelagerte Rand senkrecht zur Platten- bzw. Schalenebene unverschiebbar gestützt. Bei einer eingespannten Lagerung wird zudem eine Rotation des Rand unterdrückt bzw. der Rand drehstarr fixiert. Eine zunehmende Anzahl der eingeschränkten Freiheitsgrade (frei → gelenkig gelagert → eingespannt) steigert die Beulsteifigkeit eines Blechs und erhöht somit die kritische Beullast. [Wie07]

- Spannungszustand

Grundsätzlich können Druck- oder Schubbeanspruchungen ein Beulversagen bei dünnwandigen und schlanken Strukturen erzeugen [Wie07]. Treten darüber hinaus Druck- und Schubspannungen in Kombination miteinander auf, erhöht sich die Beulgefahr [Wie07]. Gleiches gilt für eine mehrachsige Druckspannung, die sich kritischer im Vergleich zur einachsigen Druckspannung darstellt. Zugspannungen wirken hingegen stabilisierend, z.B. ist eine allseitig gelenkig gelagerte Platte unter einachsiger Druckbeanspruchung wesentlich beulkritischer als unter zweiachsiger Zug-Druckbeanspruchung. [Kle13]

- Abmessungen

Bereits aus Gleichung 2.3 und Gleichung 2.4 geht hervor, dass hohe Blechdicken und kleine Blechgrößen bzw. dadurch begrenzte Beulwellenlängen eine Stabilisierung gegen Beulen erzeugen. Des Weiteren beeinflusst das Seitenverhältnis von Länge zu Breite eines Blechs die kritische Beullast. Die grafische Darstellung der kritischen Beullast, häufig repräsentiert durch den Beulwert k (siehe Gleichung 2.5), als Funktion des Seitenverhältnisses wird aufgrund ihrer Ausprägung „Girlandenkurve“ bzw. „Beulgirlande“ genannt und dient insbesondere dem Statiker zur Auslegung entsprechender Tragwerke. [Klö01]

- Krümmung

Ein- oder mehrachsige Krümmungen haben stets versteifenden Einfluss in Bezug auf das Beulverhalten dünnwandiger Strukturen [Wie07]. Grund hierfür ist, dass neben der Biegesteifigkeit auch die MembranstEIFigkeit einer Beulausformung entgegenwirkt, deren Anteil mit zunehmender Krümmung bzw. abnehmendem Krümmungsradius R wächst [Wie07].

Diese und noch weitere Einflüsse werden durch dimensionslose Beulwerte k berücksichtigt, sodass die Gleichung 2.3 erweitert mit dem Beulwert k in Gleichung 2.5 zur Berechnung kritischer elastischer Beulspannungen mündet [Klö01]:

$$\sigma_{\text{krit,el}} = k \cdot \sigma_{\text{eul}} = k \cdot \frac{\pi^2 \cdot K}{b^2 \cdot s} \quad 2.5$$

Aus Gleichung 2.5 wird ersichtlich, dass ein großer Beulwert k einem großen Widerstand gegen Beulen entspricht bzw. eine hohe kritische Beulspannung bewirkt.

2.4.2.3 Plastisches Beulen

Im vorigen Kapitel 2.4.2.2 wurde davon ausgegangen, dass sich die kritische Beulspannung (Gleichung 2.5) unterhalb der Fließgrenze befindet. Bei geringerer Schlankheit einer Struktur, z.B. bei relativ dicken Blechen, kann hingegen die kritische Beulspannung im elastisch-plastischen Bereich liegen [Wie07].

Für den Fall des plastischen Beulens ändert sich die Plattensteifigkeit K (Gleichung 2.4), für deren Berechnung der Elastizitätsmodul E und die elastische Poissonzahl ν_e als Werkstoffkennwerte nicht mehr ausreichen. Stattdessen wird ein abgeminderter wirksamer Modul E_w eingeführt. Der wirksame Modul E_w liegt dabei stets zwischen dem Tangentenmodul E_t und dem Sekantenmodul E_s [Wie07], die in Abbildung 2-14 anhand einer nichtlinearen uniaxialen Spannungs-Dehnungs-Kurve grafisch dargestellt sind [Jon06].

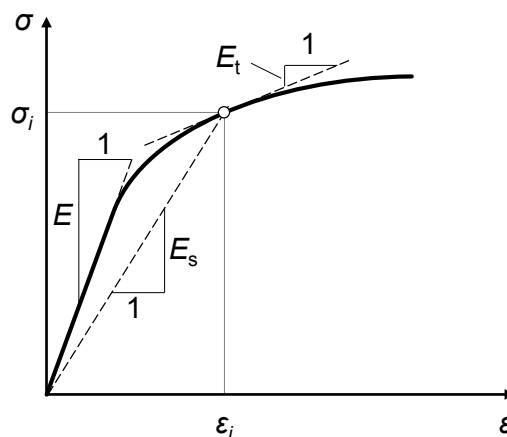


Abbildung 2-14 Darstellung des Elastizitätsmoduls E , Sekantenmoduls E_s und Tangentenmoduls E_t an einer nichtlinearen uniaxialen Spannungs-Dehnungs-Kurve nach [Jon06]

Der Tangentenmodul entspricht dem Anstieg der uniaxialen Spannungs-Dehnungs-Kurve bei einer bestimmten Spannung σ_i bzw. Dehnung ε_i , Gleichung 2.6 [Jon06]:

$$E_t = \frac{d\sigma_i}{d\varepsilon_i} \quad 2.6$$

Der Sekantenmodul gleicht hingegen dem Anstieg einer Linie, welche vom Ursprung der uniaxialen Spannungs-Dehnungs-Kurve zu einer bestimmten Spannung σ_i bzw. Dehnung ε_i führt, Gleichung 2.7 [Jon06]:

$$E_s = \frac{\sigma_i}{\varepsilon_i} \quad 2.7$$

Zur Berechnung des wirksamen Moduls E_w existieren in der Literatur verschiedene Ansätze. In [Kle13] wird für praktische Abschätzungen der wirksame Modul durch den Mittelwert aus Sekanten- und Tangentenmodul bestimmt. GERARD und BECKER [Ger57] geben für das Beispiel einer langen, einachsig druckbeanspruchten Rechteckplatte unterschiedliche Formeln zur Berechnung des wirksamen Moduls je nach Lagerung der unbelasteten Seitenränder an. Für den Fall einer einseitig gelenkigen Lagerung wird beispielsweise empfohlen, den Sekantenmodul als wirksamen Modul ($E_w \triangleq E_s$) zu verwenden [Ger57].

Des Weiteren wird in [Ger57] eine wirksame Poissonzahl ν_w für den Bereich oberhalb der Fließgrenze eingeführt, Gleichung 2.8:

$$\nu_w = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} = \nu_{pl} - \frac{E_s}{E} \cdot (\nu_{pl} - \nu_{el}) \quad 2.8$$

Im elastischen Bereich wird die Querkontraktion der meisten Aluminiumwerkstoffe durch die elastische Poissonzahl $\nu_{el} \approx 0,33$ beschrieben [Ost98]. Für den rein plastischen Fall gilt jedoch das Prinzip der Volumenkonstanz (Inkompressibilität), sodass unter Annahme von isotropen Werkstoffeigenschaften die plastische Poissonzahl $\nu_{pl} = 0,5$ beträgt [Ger57].

Da unterhalb der Fließgrenze $E = E_s = E_t$ gilt (siehe Abbildung 2-14), entsprechen der wirksame Modul E_w und die wirksame Poissonzahl ν_w den elastischen Kenngrößen E und ν_{el} , sodass allgemein zur Bestimmung der kritischen Beulspannung für elastisches und plastisches Beulen folgende Gleichung 2.9 geschrieben werden kann:

$$\sigma_{krit} = k \cdot \frac{\pi^2 \cdot E_w}{12 \cdot (1 - \nu_w^2)} \cdot \left(\frac{s}{b}\right)^2 \quad 2.9$$

2.4.2.4 Einfluss von Imperfektionen auf das Beulverhalten

Die theoretischen kritischen Beulspannungen, analytisch berechnet durch Gleichung 2.9, sind in der Regel größer als experimentell bestimmte kritische Beulspannungen [Wun02]. Der Grund hierfür sind insbesondere Imperfektionen geometrischer Art, d.h. Abweichungen von der perfekten bzw. idealen Geometrie, und materieller Art (Werkstoffinhomogenitäten) in

realen Strukturen [Wun02]. Des Weiteren können Eigenspannungen oder ungleichmäßige Belastungen als Imperfektionen wirken.

Geometrische Imperfektionen werden in [Bru75] als primäre Quellen der Abweichungen zwischen analytisch und experimentell ermittelter Beulspannung bezeichnet. JONES gibt als beispielhafte Herkunft von Imperfektionen die Walzbearbeitung in der Herstellung von Blechen an, wodurch u.a. Oberflächenwelligkeiten und lokale Dickenunterschiede verursacht werden [Jon06].

Die Imperfektionssensitivität einer Struktur hängt dabei nicht nur von der Größe der Imperfektion selbst ab, sondern kann in Abhängigkeit verschiedener Einflüsse stark variieren. In [Wun02] werden beispielsweise außendruckbelastete Kugelschalen dahingehend untersucht und u.a. eine höhere Sensitivität geometrischer Imperfektionen bei geringerer Blechdicke aufgezeigt. Um den Imperfektionseinfluss in der Berechnung beulkritischer Strukturen zur berücksichtigen, wird häufig ein Abminderungsfaktor (*knock-down factor*) genutzt [Hil12], der das Verhältnis der Beullasten von imperfekter (meist experimentell ermittelter) und perfekter (analytisch berechneter) Beullast darstellt [Hüh02].

2.5 FE-Simulation in der Blechumformung

Die Finite-Element-Methode (FEM) wird in verschiedenen physikalischen Teilbereichen verwendet, um für komplexe Problemstellungen, die nicht oder nur schwierig analytisch zu berechnen sind, Näherungslösungen zu finden [Wag17]. In der Strukturmechanik können so lokale Spannungen und Dehnungen in diskontinuierlichen, belasteten Bauteilen berechnet werden. Speziell in der Blechumformung dient die FEM zur Prozessentwicklung und -optimierung, indem beispielsweise Umformwerkzeuge beanspruchungsgerecht ausgelegt werden oder der Einfluss von Prozessparametern auf das Umformergebnis untersucht wird [Awi12].

Im Allgemeinen erfolgt eine FE-Simulation entsprechend Abbildung 2-15 in drei Schritten: Modellbildung (Preprocessing), Berechnung (Solving) und Auswertung (Postprocessing).

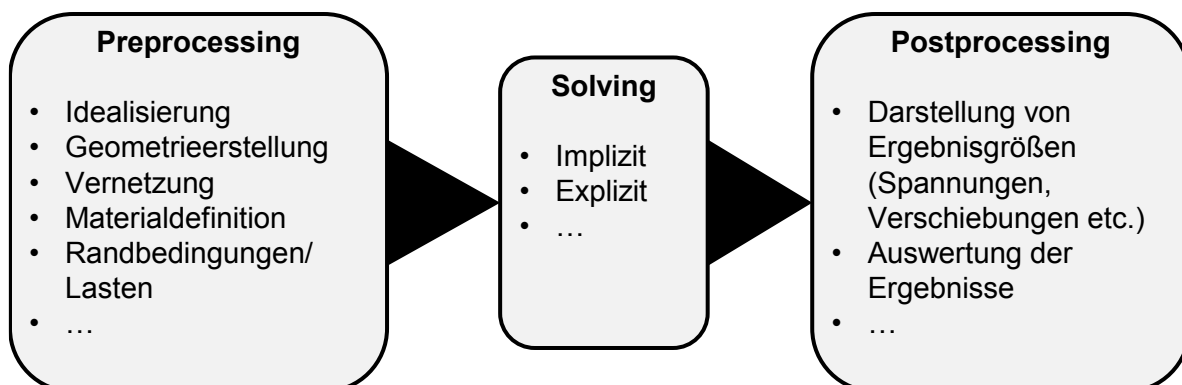


Abbildung 2-15 Ablauf einer FE-Simulation nach [Awi12]

Der Anwender eines FE-Programms setzt sich dabei hauptsächlich mit dem ersten und dem dritten Schritt auseinander. Während beim Preprocessing die Problemstellung idealisiert und das FE-Modell dem Berechnungsziel entsprechend aufgebaut wird, müssen die Simulationsergebnisse beim Postprocessing kritisch ausgewertet und auf Plausibilität geprüft werden. Zwischen dem Pre- und Postprocessing erfolgt im zweiten Schritt die Berechnung durch den FE-Solver nach der gewählten Methode.

Eine wesentliche Besonderheit bei der strukturellen FE-Analyse von Blechumformvorgängen ist die notwendige Berücksichtigung von Nichtlinearitäten [Awi12], die im Allgemeinen in drei Arten eingeteilt werden können und wodurch die Komplexität der FE-Simulation deutlich ansteigt [Wag17]:

- Geometrische Nichtlinearität

Wird die bekannte und unveränderte Ausgangsgeometrie für die Aufstellung des Gleichungssystems herbeigezogen, so wird dieses Vorgehen als geometrisch linear bezeichnet. Bewirken äußere Lasten an einer Struktur große Verschiebungen, Rotationen und/oder große Verzerrungen (Dehnungen/Gleitungen), so ist der deformierte Zustand zur Aufstellung des Gleichungssystems zu betrachten, weil die veränderte Geometrie die Steifigkeit und somit das weitere Deformationsverhalten beeinflusst. Des Weiteren ändern sich häufig die Lastrichtungen mit größerer Formänderung, wie zum Beispiel die lokalen Kraftvektoren eines senkrecht zur Oberfläche druckbelasteten Blechs beim pneumatischen oder hydraulischen Tiefen (siehe auch Kapitel 4.1.2). [Wag17]

- Materielle Nichtlinearität

Bei der Umformung wird gezielt die Fließgrenze überschritten, um plastische Formänderungen zu bewirken. Das Werkstoffverhalten ist dann durch einen nichtlinearen Spannungs-Dehnungs-Verlauf gekennzeichnet und kann darüber hinaus Abhängigkeiten von weiteren Größen wie Umformgeschwindigkeit und -temperatur zeigen. Eine hohe Ergebnisgüte der FE-Simulationen erfordert daher eine adäquate Werkstoffmodellierung, für die häufig zunächst eine umfangreiche Werkstoffcharakterisierung notwendig ist (Kapitel 4). [Awi12]

- Strukturnichtlinearität

Umformvorgänge sind in der Regel dadurch gekennzeichnet, dass mehrere Körper (Werkzeug - Werkstück) in Kontakt kommen. Solche Quellen eines nichtlinearen Belastungs-Verschiebungs-Zusammenhangs werden als Strukturnichtlinearität bezeichnet [Mül07]. Geeignete Kontaktmodelle dienen in der FE-Simulation dazu, die Durchdringung verschiedener Körper bzw. die Selbstdurchdringung von Körpern zu

verhindern. Des Weiteren kann je nach Kontakttyp das Reibungs- und Dämpfungsverhalten definiert werden. [Wag17]

Sowohl wegen der genannten Nichtlinearitäten als auch aufgrund zeitabhängiger Effekte (z.B. Kriechen bei erhöhter Temperatur, siehe Kapitel 2.3.3.1) kann ein Umformvorgang nicht über einen einzelnen Zeitschritt hinweg berechnet werden, sondern wird in mehrere zeitliche Inkremente aufgeteilt. In der FEM existieren dafür mit der impliziten und expliziten Variante zwei Methoden der Zeitintegration: [Awi12]

- Explizite Zeitintegration

Das Gleichungssystem wird zum aktuellen Zeitpunkt aufgestellt, an dem die Zustandsgrößen bekannt sind. Die Verhältnisse zum Anfang eines jeden Zeitschritts werden als konstant über diesen Zeitschritt angenommen, sodass die gesuchten Größen zum darauffolgenden Zeitpunkt durch Extrapolation gelöst werden [Wag17]. Entsprechend klein muss die Zeitschrittweite sein, um den numerischen Fehler zu minimieren bzw. um numerische Stabilität zu gewährleisten. [Rus11]

- Implizite Zeitintegration

Bei der impliziten Zeitintegrationsmethode wird das Gleichungssystem zum zukünftigen Zeitpunkt aufgestellt. Die Gleichungen implizieren also unbekannte Größen und müssen entsprechend iterativ gelöst werden [Wag17]. Die Überprüfung des Gleichgewichts dient der Konvergenzkontrolle in jedem Iterationsschritt [Awi12]. Die mögliche Zeitschrittweite ist im Vergleich zum expliziten Verfahren relativ groß und muss nur dann reduziert werden, wenn sich kein Gleichgewicht innerhalb eines Zeitschritts nach einer bestimmten Anzahl an Iterationen berechnen lässt bzw. die Abweichung vom definierten Konvergenzkriterium zu groß ist [Awi12]. Dieser Fall eines erschwerten Konvergenzverhaltens tritt insbesondere durch Nichtlinearitäten auf.

In der FE-Simulation von Umformprozessen kann je nach Problemstellung die implizite oder explizite Methode bevorzugt eingesetzt werden. Können beispielsweise Beulen auftreten oder sind schnelle Kontaktänderungen zu erwarten, so ist die Nutzung der expliziten Zeitintegration vorteilhaft. Bei sehr langsamen Verfahren und/oder thermischen Prozessen ist hingegen die implizite Methode zu wählen, die aufgrund der relativ großen Zeitschrittweite weniger Zeitschritte benötigt und dadurch eine geringere Gesamtrechnzeit im Vergleich zur expliziten Variante ermöglicht. [Hor15]

Des Weiteren sollte bei der FE-Simulation von Umformvorgängen mit erhöhter Temperatur das Temperaturfeld berücksichtigt werden, das sich zeitabhängig (instationär) ausbildet. Diese Problemstellung kann durch thermisch-mechanisch gekoppelte Analysen gelöst werden [Awi12]. In der Regel ist dabei eine gegenseitige Kopplung zu betrachten, da sowohl Temperaturänderungen mechanische Auswirkungen haben (z.B. Temperatursausdehnungen,

temperaturabhängiges Fließverhalten) als auch umgekehrt mechanische Veränderungen das Temperaturfeld beeinflussen können (z.B. thermischer Kontakt) [Hor15]. Kann letzteres vernachlässigt werden, so ist eine vereinfachte Kopplung von Temperaturfeld- und Strukturanalyse möglich. Dabei wird im ersten Schritt eine transiente Temperaturfeldanalyse durchgeführt, deren Ergebnisse (Knotentemperaturen als Funktion der Zeit) als Eingangsgrößen für eine nachfolgende Strukturanalyse dienen, in der auch die weiteren mechanischen Lasten sowie Rand- und Kontaktbedingungen definiert sind [Gro09].

Die mit Hilfe der FEM numerisch zu lösenden Differentialgleichungen sind bei einer Temperaturfeldanalyse die instationäre Wärmeleitungsgleichung mit der Temperatur als charakteristische Größe und bei einer strukturmechanischen Analyse die Bewegungsgleichung mit der Verschiebung als charakteristische Größe. [Gro09].

3 Zielsetzung der Arbeit

Die Zielstellung der vorliegenden Arbeit ist es, das Umformverhalten von großflächigen, dünnwandigen und sphärischen Strukturen im Flugzeugbau zu charakterisieren. Dabei richtet sich der Fokus auf metallische Flugzeugrumpfstrukturen, insbesondere aus der neuartigen AlMgSc-Legierung (siehe Kapitel 2.2.4), und die Methode des Kriechumformens (siehe Kapitel 2.3.3). Die erarbeiteten Erkenntnisse sollen darüber hinaus auch auf andere Einsatzgebiete übertragbar sein, bei denen ähnliche umformtechnische Problemstellungen auftreten. Als sphärische bzw. doppelt gekrümmte Geometrie wurde die generische Form eines Kugelschalensegments gewählt, das durch den gleichen Krümmungsradius in beide Richtungen gekennzeichnet ist. Das konkrete umformtechnische Ziel ist es daher, Bleche mit kreisrunder Ausgangsgeometrie in die sphärische Form von Kugelschalensegmenten zu bringen, siehe Abbildung 3-1.

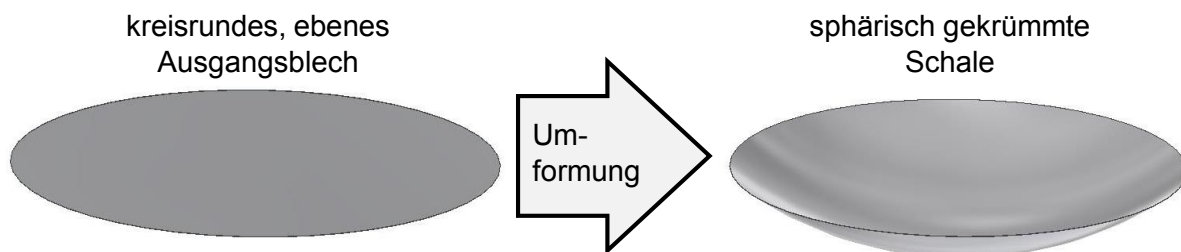


Abbildung 3-1 Grundlegende Zielstellung der Umformung kreisrunder Ausgangsbleche (Ronden) in sphärische Kugelschalensegmente

Das Kriechumformverfahren ohne Niederhalter wurde in Kapitel 2.3.3.3 beschrieben und die prinzipiellen Prozessschritte in Abbildung 2-10 dargestellt. Die wesentlichen Vorteile dieser Technologie gegenüber konventionellen Umformverfahren für großflächige Flugzeugstrukturbauteile sind in Tabelle 2-2 (Kapitel 2.3.3.3) zusammengestellt. Wird jedoch diese Methode auf die in Abbildung 3-1 gezeigte sphärisch gekrümmte Geometrie angewendet, so besteht beim Umformen die Gefahr des Werkstückversagens durch Beulen (siehe dazu Kapitel 2.4.2). Aus dieser Problemstellung leiten sich die umformtechnischen Untersuchungen dieser Arbeit ab, die in zwei Teile untergliedert sind:

1. Niederhalterloses Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen
2. Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen mit Niederhalter

Im ersten Teil soll zunächst das Beulverhalten bei der niederhalterlosen pneumatischen Umformung von Blechronden in sphärisch gekrümmte Negativformen beschrieben werden. Das Ziel hierbei ist die Bestimmung kritischer Stabilitätszustände durch Beulversagen, insbesondere in Abhängigkeit von geometrischen Parametern (Rondendurchmesser, Blech-

dicke, Formkrümmung) und von der Werkstoffsteifigkeit¹. Unter Berücksichtigung dieser geometrischen und materiellen Einflussgrößen soll eine Verfahrensgrenze („Beulgrenze“) ermittelt werden, mit der umzuformende Blechronden als versagenskritisch oder -unkritisch eingeordnet werden können. Die Versuche zum niederhalterlosen Umformen erfolgen bei Raumtemperatur, um zunächst geometrische Faktoren auf das Beulverhalten zu untersuchen. Später soll der Einfluss von erhöhten Umformtemperaturen bzw. von der Werkstoffsteifigkeit auf kritische Beulzustände mit Hilfe von FE-Simulationen evaluiert werden. Anschließend soll im zweiten Teil ein Konzept erarbeitet und realisiert werden, um auch versagenskritische Blechronden erfolgreich umformen zu können, indem die Entstehung von Beulen durch die Verwendung eines Niederhalters gezielt unterbunden wird. Bei diesen Untersuchungen stehen die prozesstechnischen Fragestellungen im Vordergrund. Insbesondere wird hierbei die Umformung bei erhöhter Temperatur angestrebt, um von damit einhergehenden Vorteilen zu profitieren, siehe Tabelle 3-1.

Tabelle 3-1 Auswirkungen erhöhter Temperatur auf das Werkstoffverhalten und daraus resultierende Vorteile für die Umformbarkeit im Vergleich zum Umformen bei Raumtemperatur [Ost07]

Veränderungen des Werkstoffverhaltens bei erhöhter Temperatur	Auswirkungen auf die Umformbarkeit
<ul style="list-style-type: none"> • Geringere Werkstoffsteifigkeit und -festigkeit (siehe dazu Abbildung 4-2 in Kapitel 4.1.1) 	<ul style="list-style-type: none"> • Geringere erforderliche Umformkraft für vollständige Ausformung, d.h. Umformdruck durch Vakuum ggf. ausreichend • Geringere erforderliche Niederhalter- bzw. Blechrückhaltekraft • Geringere Rückfederung (d.h. endkonturnahe Fertigung)
<ul style="list-style-type: none"> • Höhere Duktilität 	<ul style="list-style-type: none"> • Geringere Gefahr eines Festigkeitsversagens, höhere erreichbare Umformgrade
<ul style="list-style-type: none"> • Kriech- und Relaxationseffekt 	<ul style="list-style-type: none"> • Geringere Rückfederung, geringere Eigenspannungen
<ul style="list-style-type: none"> • Kein Auftreten des PLC-Effekts (ab bestimmter Temperatur, siehe Kapitel 2.2.6) 	<ul style="list-style-type: none"> • Vermeidung von sichtbaren Fließfiguren auf den Werkstückoberflächen

¹ In der vorliegenden Arbeit wird unter dem Begriff „Werkstoffsteifigkeit“ der ausschließlich werkstoffabhängige und damit geometrieunabhängige Anteil der Steifigkeit eines Bauteils verstanden.

Ein weiteres sekundäres Ziel stellt die Umsetzbarkeit einer ofenlosen Beheizung sowie einer ausschließlich mittels Vakuum erzeugten Umformkraft während des Kriechumformens dar, um erhebliche Werkzeugkosten- und Energieeinsparungen verglichen mit etablierten Fertigungsmethoden zu erreichen.

Die Untersuchungen erfolgen sowohl in Form von Umformversuchen als auch durch numerischen Simulationen mit Hilfe der Finite-Element-Methode (FEM). Dazu ist zunächst eine umfassende Werkstoffcharakterisierung notwendig (Kapitel 4), um Kenndaten für die Werkstoffmodellierung zu generieren.

4 Werkstoffcharakterisierung

Die Kenntnis über das Verhalten der verwendeten Werkstoffe „AA5083-H111“ (AlMg4,5Mn im Zustand H111) und „AA5028-H116“ (AlMgSc im Zustand H116) unter mechanischen Beanspruchungen ist für die Auswertung der Umformversuche und -simulationen unabdingbar. Bereits für die Werkstoffbeschreibung im FE-Programm sind verschiedene Kenndaten erforderlich, die durch ausgewählte Werkstoffprüfungen bestimmt werden.

In Kapitel 4.1 werden die durchgeführten Werkstoffprüfungen erläutert sowie die dabei ermittelten Kennwerte dargestellt. In Kapitel 4.2 folgt die Beschreibung des Werkstoffverhaltens durch geeignete Modelle unter Verwendung der in Kapitel 4.1 ermittelten Werkstoffdaten.

4.1 Werkstoffprüfungen

Die Prüfung der Umformbarkeit von Blechwerkstoffen kann nach [Pöh90] in Verfahren zur Ermittlung der grundlegenden mechanischen Eigenschaften und Verfahren, bei denen möglichst ähnliche Beanspruchungen wirken wie im Zielumformprozess, unterteilt werden.

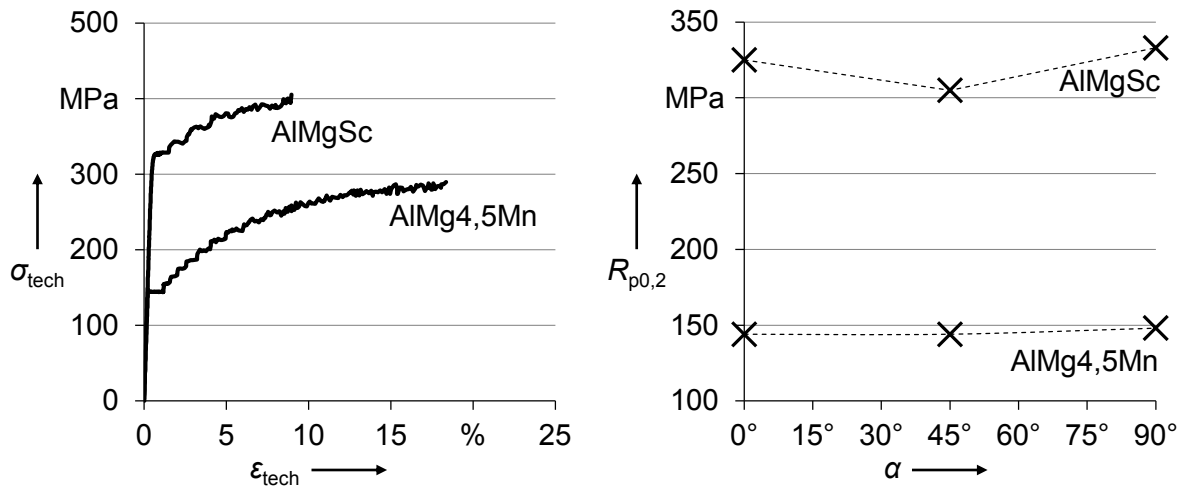
Für die Prüfung der mechanischen Eigenschaften kann für gröbere Abschätzungen ein Härtetest dienen, für genauere Ergebnisse ist jedoch der uniaxiale Zugversuch zu wählen (Kapitel 4.1.1) [Pöh90]. Als weiteres Prüfverfahren, das durch ähnliche Beanspruchungszustände gekennzeichnet ist, wie sie auch bei den in dieser Arbeit relevanten Umformverfahren Tiefziehen und Tiefen (siehe dazu Abbildung 2-5) wirken, wird der hydraulische Tiefungsversuch (Bulge-Test) empfohlen (Kapitel 4.1.2) [Doe86].

Weiterhin ist für die Untersuchungen dieser Arbeit die Beschreibung des Werkstoffverhaltens der AlMgSc-Legierung bei erhöhter Temperatur erforderlich. Dafür wurden in externen Labors Zugversuche, Schichtstauchversuche (anstatt hydraulischer Tiefungsversuche) und Zeitstand- sowie Spannungsrelaxationsversuche durchgeführt.

4.1.1 Uniaxiale Zugversuche

Die der Norm [DIN09b] entsprechenden uniaxialen Raumtemperatur-Zugversuche wurden für die beiden Aluminiumlegierungen AlMgSc und AlMg4,5Mn in drei verschiedenen Orientierungen (0°, 45°, 90° zur Walzrichtung) durchgeführt, um die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften der gewalzten Blechwerkstoffe zu berücksichtigen.

Die wesentlichen Ergebnisse aus den Raumtemperatur-Zugversuchen sind in Abbildung 4-1 dargestellt.



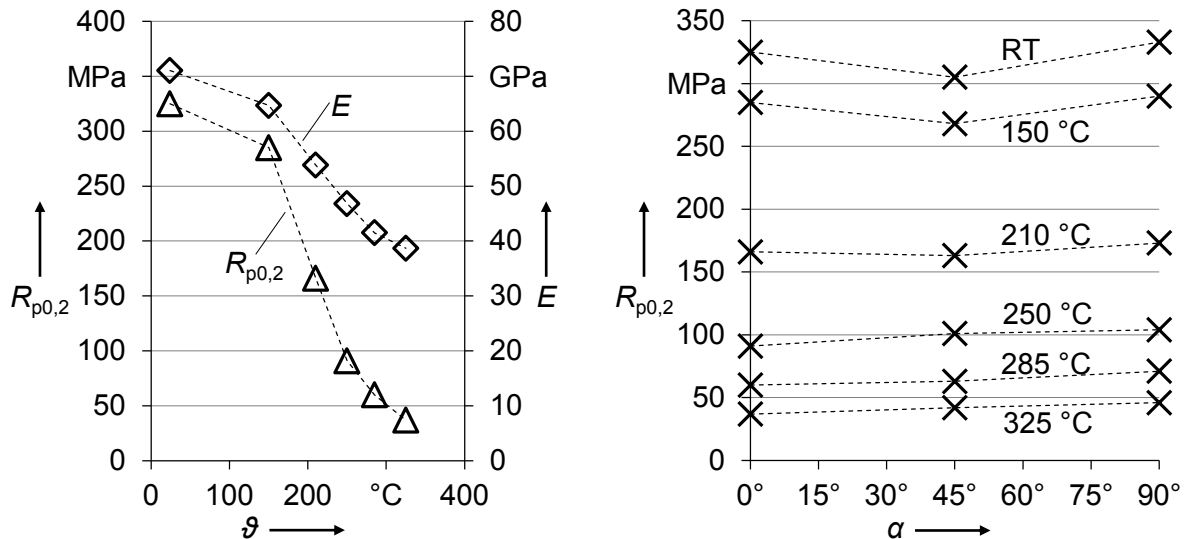
- Versuchsanzahl $n = 3$ pro Werkstoff und Richtung
- Maximale relative Abweichung von dargestellten $R_{p0,2}$ -Mittelwerten: $f_{\text{max}} = 1 \%$

Abbildung 4-1 Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Raumtemperatur für AIMgSc und AIMg4,5Mn bis zur Gleichmaßdehnung, ermittelt aus uniaxialen Zugversuchen in Walzrichtung (links), Richtungsabhängigkeit der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ für AIMgSc und AIMg4,5Mn bei Raumtemperatur (rechts)

Die stufenförmigen Spannungs-Dehnungs-Verläufe in Abbildung 4-1, links resultieren aus lokalen plastischen Dehnungserscheinungen, die in Form ausgeprägter Fließfiguren auf den Probenoberflächen (PLC-Effekt, siehe Kapitel 2.2.6) sichtbar sind. Des Weiteren deutet die geringe Gleichmaßdehnung (Abbildung 4-1, links) und die hohe Anisotropie (Abbildung 4-1, rechts) von AIMgSc im Vergleich zu AIMg4,5Mn auf eine relativ schlechte Umformbarkeit bei Raumtemperatur hin, wie sie auch aus der Literatur hervorgeht (siehe Tabelle 2-1).

Die mechanischen Eigenschaften von AIMgSc bei erhöhter Temperatur wurden durch Zugversuche entsprechend der Norm [DIN11] und analog zu den Raumtemperatur-Zugversuchen in den drei verschiedenen Orientierungen zur Walzrichtung bestimmt. Die konkreten Prüftemperaturen waren $\vartheta = 150 \text{ °C}$, 210 °C , 250 °C , 285 °C und 325 °C . Dieser Temperaturbereich orientiert sich dabei an Temperaturen, die für eine Kriechumformung von Werkstücken aus AIMgSc relevant sind (siehe dazu Kapitel 2.2.4 und Kapitel 2.3.3.4).

Der Temperatureinfluss auf den Elastizitätsmodul E , auf die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und auf die Richtungsabhängigkeit der 0,2 %-Dehngrenze geht aus den Diagrammen in Abbildung 4-2 hervor. Mit steigender Temperatur sinken sowohl die Fließgrenze als auch der Elastizitätsmodul stark ab (Abbildung 4-2, links), wodurch im Allgemeinen sowohl eine geringere erforderliche Kraft als auch eine reduzierte Rückfederung beim Umformen einhergehen. Aus Abbildung 4-2, rechts kann zudem eine Verringerung der Anisotropie mit größer werdender Temperatur abgeleitet werden.



- Versuchsanzahl $n = 3$ pro Temperatur und Richtung
- Maximale relative Abweichung von dargestellten $R_{p0,2}$ -Mittelwerten: $f_{max} = 3 \%$, mit zunehmender Temperatur ansteigend von $f_{max,RT} = 1 \%$ bis $f_{max,325\text{ °C}} = 3 \%$
- Maximale relative Abweichung von dargestellten E -Mittelwerten: $f_{max} = 9 \%$, mit zunehmender Temperatur ansteigend von $f_{max,RT} = 4 \%$ bis $f_{max,325\text{ °C}} = 9 \%$

Abbildung 4-2 Temperaturabhängige Werkstoffkennwerte von AlMgSc, ermittelt aus uniaxialen Zugversuchen: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ in Walzrichtung und Elastizitätsmodul E (links), Richtungsabhängigkeit der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ (rechts)

4.1.2 Hydraulische Tiefungsversuche / Schichtstauchversuche

Zur Prüfung der Umformeigenschaften von AlMgSc und AlMg4,5Mn unter zweiachsiger Zugbeanspruchung wurden zunächst hydraulische Tiefungsversuche (Bulge-Tests) bei Raumtemperatur durchgeführt. Dabei bewirkt ein hydraulischer Druck mit dem Wirkmedium Öl die sphärische Umformung einer kreisförmig eingespannten Blechprobe (Abbildung 4-3, links), bis ein Festigkeitsversagen in Form eines Risses am Schalenpol eintritt, siehe Abbildung 4-3, rechts.

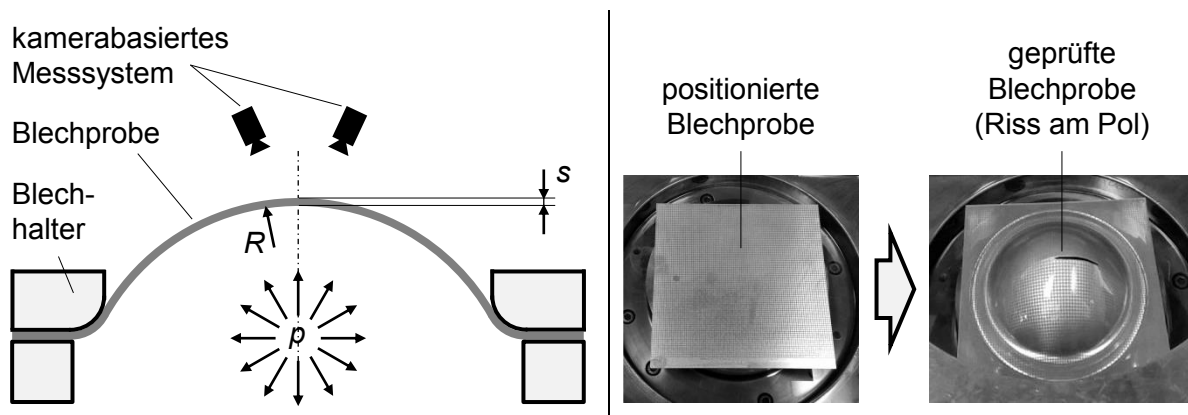
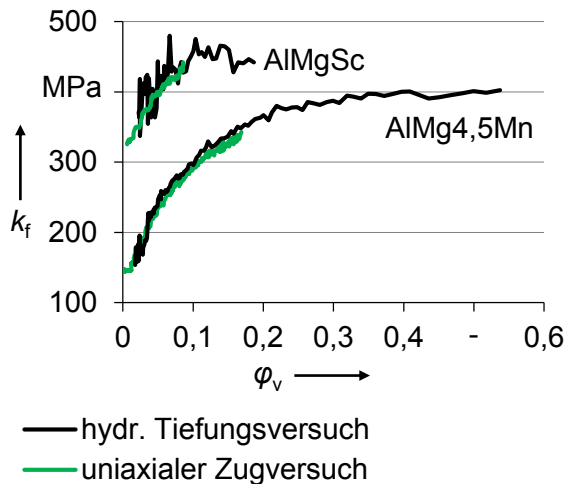


Abbildung 4-3 Skizzierte Darstellung des hydraulischen Tiefungsversuchs nach [Bir13] (links), Blechprobe vor und nach einem hydraulischen Tiefungsversuch (rechts)

Während des hydraulischen Tiefungsversuchs werden der Öldruck p gemessen und die beiden Formänderungen φ_1 , φ_2 in der Blechebene sowie der Krümmungsradius R durch optische Messungen ermittelt. Durch Unterstellung eines isotropen Werkstoffverhaltens und eines reinen Membranspannungszustands [Mer12] kann mit Hilfe der Membrangleichung („Kesselformel“), dem Prinzip der Volumenkonstanz und der Schubspannungshypothese nach TRESCA oder alternativ mit der Gestaltänderungsenergiehypothese nach v. MISES die biaxiale Fließkurve $k_f = f(\varphi_v)$ entsprechend den Gleichungen 4.1 - 4.3 (Abbildung 4-4, rechts) ermittelt werden [Pöh84].



$$k_f = \frac{p}{2} \cdot \left(\frac{R}{s} + 1 \right) \quad 4.1$$

mit

$$s = s_0 \cdot e^{\varphi_s} \quad 4.2$$

$$\varphi_v = |\varphi_s| = |-\varphi_1 - \varphi_2| \quad 4.3$$

Abbildung 4-4 Fließkurven bei Raumtemperatur für AlMgSc und AlMg4,5Mn, ermittelt aus uniaxialen Zugversuchen und hydraulischen Tiefungsversuchen (links), Formeln zur Berechnung der Fließkurve aus Messdaten des hydraulischen Tiefungsversuchs (rechts)

Die aus den hydraulischen Tiefungsversuchen ermittelten Fließkurven liegen tendenziell geringfügig über den Fließkurven aus den uniaxialen Zugversuchen (Abbildung 4-4, links). Dieser Effekt ist auf den Anisotropieeinfluss zurückzuführen, der in der Auswertung des hydraulischen Tiefungsversuchs nicht berücksichtigt wurde [Pöh84]. Des Weiteren sind die Schwankungen, die in den biaxialen Fließkurven auftreten, hauptsächlich auf Streuungen des optisch erfassten Krümmungsradius zurückzuführen.

Die Aufnahme der Fließkurven von AlMgSc unter biaxialer Zugspannung bei erhöhter Temperatur erfolgte hingegen durch Schichtstauchversuche. Dabei wirkt ein uniaxialer Druck auf einen Stapel von übereinandergelegten runden Blechscheiben, Abbildung 4-5. Aus der Aufteilung des Spannungstensors in einen hydrostatischen, die Fließspannung nicht beeinflussenden Anteil und einen Gestaltänderungsanteil (Spannungsdeviator) [Fra15] geht hervor, dass im plastischen Bereich die uniaxiale Druckbeanspruchung in Blechdickenrichtung einer biaxialen Zugspannung in der Blechebene entspricht [Ges03].

Während des Schichtstauchversuchs werden die Kraft F , die aktuelle Höhe des Blechstapels h und/oder die aktuellen Durchmesser d_1 sowie d_2 gemessen. In [Ges03] wird empfohlen, die Fließkurvenberechnung $k_f = f(\varphi_v)$ entsprechend den Gleichungen 4.4 - 4.6

(Abbildung 4-5, rechts) mit Hilfe der gemessenen Durchmesser durchzuführen, da die gemessenen Höhenwerte durch Setzungserscheinungen zwischen den Blechscheiben fehlerbehaftet sind. Darüber hinaus entspricht die Querschnittsfläche A der gestauchten Blechscheiben bei anisotropem Werkstoffverhalten einer elliptischen Fläche, sodass die Auswertung der Durchmesser d_1 und d_2 anstatt der Blechstapelhöhe h vorteilhaft ist [Mer09]. Aus den Schichtstauchversuchen von AlMgSc bei erhöhten Temperaturen lagen für $\vartheta = 150\text{ °C}$ und 210 °C Durchmesser- sowie Höhenmesswerte vor; für $\vartheta = 250\text{ °C}$, 285 °C und 325 °C waren aus messtechnischen Gründen ausschließlich Messwerte der Blechstapelhöhe verfügbar.

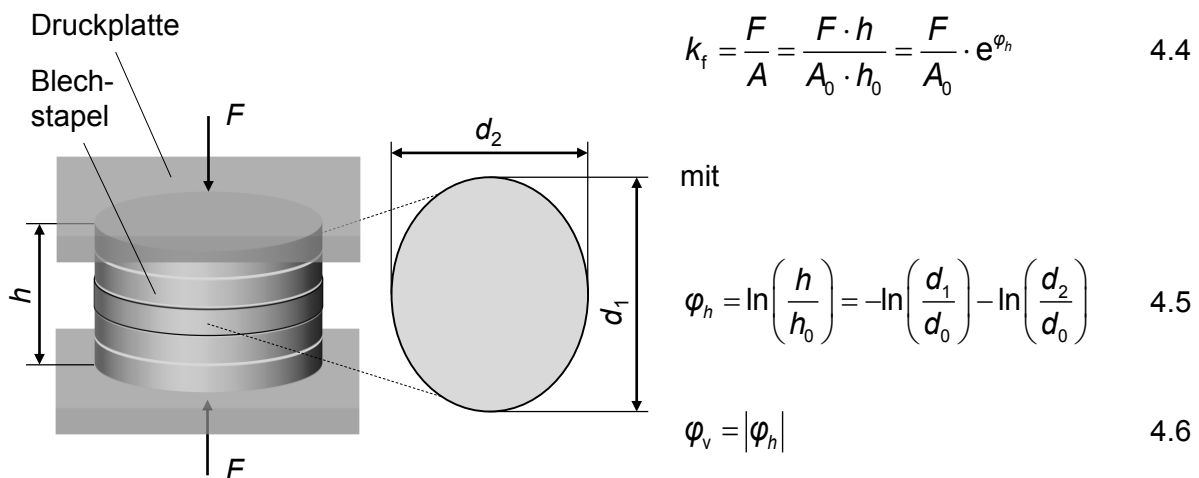


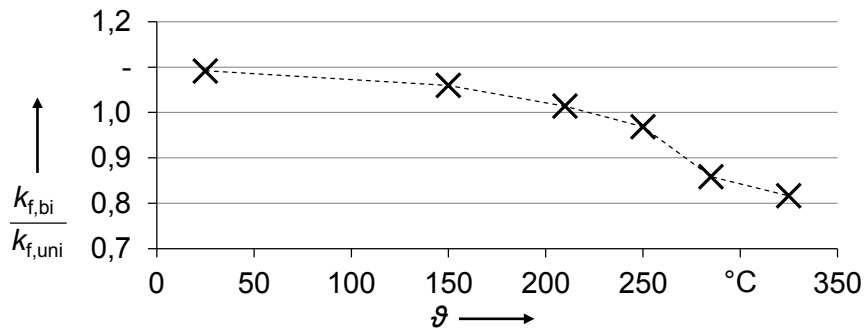
Abbildung 4-5 Skizzierte Darstellung des Schichtstauchversuchs (links), Formeln zur Berechnung der Fließkurve aus Messdaten des Schichtstauchversuchs [Ges03] (rechts)

Die wesentlichen Vorteile des hydraulischen Tiefungsversuchs und des Schichtstauchversuchs im Vergleich zum uniaxialen Zugversuch sind zum einen größere erreichbare Umformgrade, was sich hilfreich in Bezug auf die Fließkurvenextrapolation (Kapitel 4.2.1) auswirkt, und zum anderen die mögliche Bestimmung des Biaxpunkts (Fließbeginn unter biaxialer Zugspannung) als Eingangsgröße für die Fließortkurve (Kapitel 4.2.2) [Mer12].

Die Berechnung des Biaxpunkts bzw. der biaxialen 0,2 %-Dehngrenze erfolgte mit Hilfe des Prinzips der äquivalenten Umformarbeit [Laz13]. Dafür werden zunächst die auf das umgeformte Volumen bezogenen Umformarbeiten W aus uniaxialer und biaxialer Fließkurve gleichgesetzt, siehe Gleichung 4.7.

$$W_{\text{bi}} = \int k_{\text{f,bi}} \cdot d\varphi_{\text{bi}} = W_{\text{uni}} = \int k_{\text{f,uni}} \cdot d\varphi_{\text{uni}} \quad 4.7$$

Das durchschnittliche Verhältnis von biaxialer zu uniaxialer Fließspannung der AlMgSc-Legierung bei äquivalenter Umformarbeit ist für die untersuchten Temperaturen in Abbildung 4-6 gezeigt.



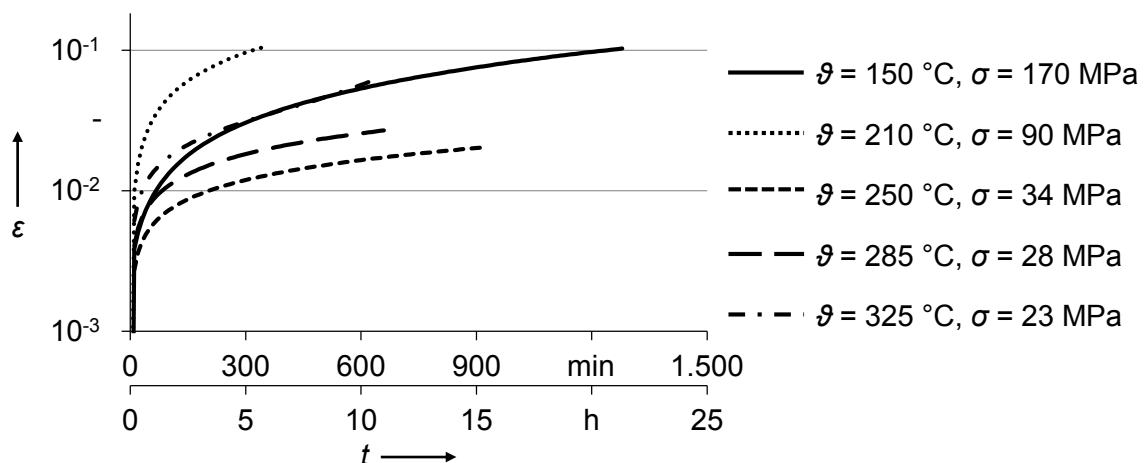
- Versuchsanzahl $n = 3$ pro Temperatur (Schichtstauchversuche)
- Maximale relative Abweichung von dargestellten $k_{f,bi}/k_{f,uni}$ -Mittelwerten: $f_{\max} = 3 \%$

Abbildung 4-6 Durchschnittliches Verhältnis von biaxialer Fließspannung zu uniaxialer Fließspannung in Walzrichtung für die AlMgSc-Legierung bei verschiedenen Temperaturen

Die biaxiale 0,2 %-Dehngrenze kann entsprechend durch Multiplikation von uniaxialer 0,2 %-Dehngrenze mit dem Verhältnis aus biaxialer und uniaxialer Fließspannung berechnet werden [Laz13] und dient in Kapitel 4.2.2 zur Parameterbestimmung des anisotropen Fließkriteriums.

4.1.3 Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuche

Zur Untersuchung des zeitabhängigen Werkstoffverhaltens der AlMgSc-Legierung bei erhöhter Temperatur dienen Messdaten aus Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuchen. Auf beide Prüfverfahren wurde bereits in Kapitel 2.3.3.1 und Kapitel 2.3.3.2 eingegangen. Aus dem Zeitstandversuch gingen Dehnungswerte als Funktion der Zeit bei bekannter, konstanter Zugspannung und Temperatur hervor (Abbildung 4-7).



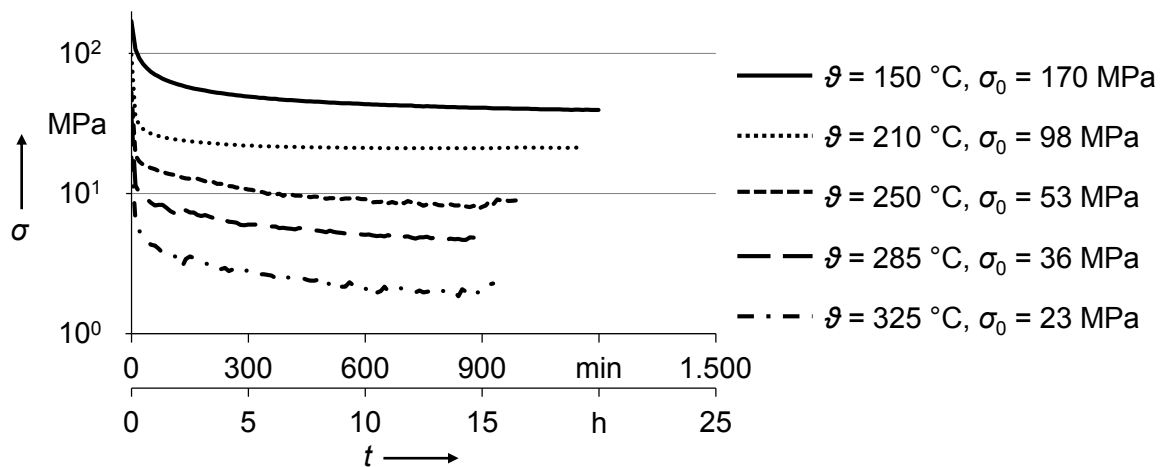
- Versuchsanzahl $n = 1$ pro Temperatur und Spannung (Zeitstandversuche)

Abbildung 4-7 Einfach logarithmische Darstellung von Zeitdehn- bzw. Kriechkurven der AlMgSc-Legierung

Aufgrund der starken Temperaturabhängigkeit der Fließgrenze (siehe Abbildung 4-2 in Kapitel 4.1.1) war keine konstante Prüf-Zugbeanspruchung für die verschiedenen Temperaturniveaus möglich. Die Zuglast wurde dementsprechend jeweils so eingestellt, dass die

Beanspruchung unterhalb der (temperaturabhängigen) 0,2 %-Dehngrenze lag bzw. dass die Anfangsdehnung ε_0 als rein elastisch angenommen werden konnte. Bei genauerer Betrachtung von Abbildung 4-7 geht hervor, dass der Bereich des tertiären Kriechens (siehe dazu Kapitel 2.3.3.1) ausschließlich bei $\vartheta = 325\text{ °C}$ zu erkennen ist. Die Kriechkurven bei den Temperaturen zwischen $\vartheta = 150\text{ °C}$ und 285 °C weisen hingegen nur primäres und teilweise sekundäres Kriechen auf.

Die Spannungsrelaxationsversuche lieferten Spannungswerte als Funktion der Zeit bei konstanter Dehnung, die sich zu Versuchsbeginn bei einer definierten Zugbeanspruchung einstellte (Abbildung 4-8). Analog zu den Zeitstandversuchen lagen auch hier die Anfangszugspannungen σ_0 unterhalb der 0,2 %-Dehngrenze.



- Versuchsanzahl $n = 1$ pro Temperatur und Spannung (Spannungsrelaxationsversuche)

Abbildung 4-8 Einfach logarithmische Darstellung von Spannungsrelaxationskurven der AlMgSc-Legierung

Aus den Kriech- und Relaxationskurven in Abbildung 4-7 und Abbildung 4-8 kann zunächst nur ein qualitativer Einfluss von Spannung und Temperatur auf das Kriechverhalten abgeleitet werden (je größer die Temperatur und/oder die Spannung, desto größer die Kriechdehnung). In Kapitel 4.2.3 folgt die Berechnung temperaturabhängiger Parameter eines geeigneten Kriechgesetzes, um Kriechdehnungen in Abhängigkeit der Einflussgrößen bestimmen zu können.

4.2 Werkstoffmodellierung

Die quantitative Beschreibung des Umformverhaltens metallischer Werkstoffe erfolgt hauptsächlich durch Fließkurven (Kapitel 4.2.1) und Fließortkurven (Kapitel 4.2.2) [Pöh90]. Darüber hinaus ist zur simulativen Abbildung von Umformvorgängen, die bei erhöhter Temperatur stattfinden und eine relativ lange Zeit in Anspruch nehmen, die Berücksichtigung des zeitabhängigen Kriech- bzw. Relaxationsverhaltens mit Hilfe eines geeigneten Kriechgesetzes notwendig (Kapitel 4.2.3).

4.2.1 Fließkurven

Die Fließkurve beschreibt die Fließspannung k_f in Abhängigkeit des Umformgrads φ und ist für FE-Simulationen von Umformvorgängen von zentraler Bedeutung. Die Fließspannung bzw. wahre Spannung gibt dabei die für plastisches Fließen benötigte Kraft F bezogen auf die aktuelle Fläche A an und wird, unter Anwendung des Prinzips der Volumenkonstanz, aus den Messdaten eines uniaxialen Zugversuchs wie folgt berechnet [Mer12]:

$$k_f = \frac{F}{A} = \sigma_{\text{tech}} \cdot (1 + \varepsilon_{\text{tech}}) \quad 4.8$$

Die technische Spannung σ_{tech} in Gleichung 4.8 ergibt sich hingegen aus der wirkenden Kraft bezogen auf die Ausgangsfläche A_0 und die technische Dehnung $\varepsilon_{\text{tech}}$ aus der Längenänderung bezogen auf die Ausgangslänge l_0 , Gleichungen 4.9 und 4.10 [Pöh84].

$$\sigma_{\text{tech}} = \frac{F}{A_0} \quad \text{und} \quad 4.9$$

$$\varepsilon_{\text{tech}} = \int \frac{dl}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad 4.10$$

Bei der Ermittlung des Umformgrads bzw. der wahren Dehnung gilt Gleichung 4.11, wobei im Gegensatz zur technischen Dehnung die aktuelle Länge l als Bezugsgröße herangezogen wird [Pöh84]:

$$\varphi = \int \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln(1 + \varepsilon_{\text{tech}}) \quad 4.11$$

Die Berechnung der Fließkurven aus den Messdaten des hydraulischen Tiefungsversuchs und des Schichtstauchversuchs wurde bereits in Kapitel 4.1.2 beschrieben.

Die experimentell ermittelbaren (Gleichmaß-)Umformgrade liegen oftmals unter den für FE-Simulationen notwendigen Umformgraden, weshalb verschiedene Ansätze existieren, um Fließkurven hin zu höheren Umformgraden zu extrapolieren.

Ein solcher besonders für AlMg-Legierungen geeigneter Extrapolationsansatz stellt die HOCKETT-SHERBY-Funktion in Gleichung 4.12 dar [Ges03].

$$k_f = k_{f,S} - (k_{f,S} - k_{f,0}) \cdot e^{-C \cdot \varphi^D} \quad 4.12$$

Während $k_{f,0}$ der 0,2 %-Dehngrenze und $k_{f,S}$ einer Sättigungsfliessspannung entsprechen, sind C und D freie Parameter, durch welche die extrapolierten Fließkurven bestmöglich an die experimentellen Fließkurven angepasst werden [Bir13]. Die Sättigungsfliessspannung $k_{f,S}$ gibt dabei jenen Wert an, dem sich die Fließkurve für große Umformgrade asymptotisch annähert [Wag17].

Die Fließkurven aus dem uniaxialen Zugversuch in Walzrichtung sind gemeinsam mit den extrapolierten Fließkurven für beide untersuchten Aluminiumlegierungen bei Raum-

temperatur in Abbildung 4-9, links und für die AlMgSc-Legierung bei unterschiedlichen Temperaturen in Abbildung 4-9, rechts dargestellt.

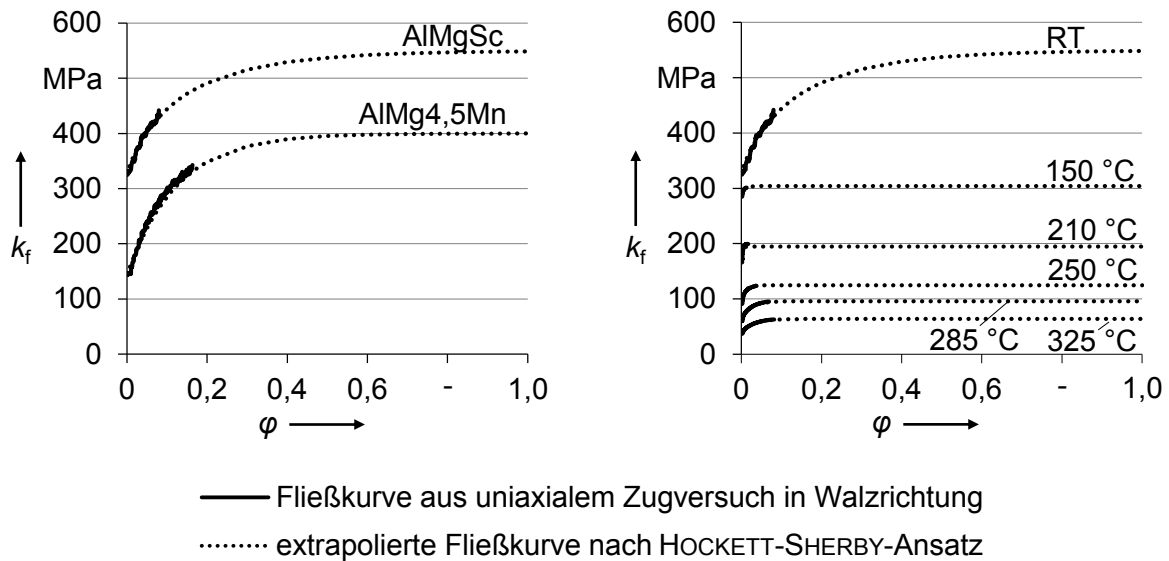


Abbildung 4-9 Fließkurven aus uniaxialem Zugversuch in Walzrichtung und extrapolierte Fließkurven von AlMgSc und AlMg4,5Mn bei Raumtemperatur (links), Fließkurven aus uniaxialem Zugversuch in Walzrichtung und extrapolierte Fließkurven von AlMgSc bei verschiedenen Temperaturen (rechts)

4.2.2 Fließortkurven

Die Fließkurven in Kapitel 4.2.1 beschreiben die für plastisches Fließen notwendige Spannung im einachsigen Spannungszustand. Für mehrachsige Spannungszustände sind Fließhypothesen bzw. -kriterien notwendig, mit denen aus mehreren Spannungskomponenten eine Vergleichsspannung σ_v berechnet wird. Durch den Vergleich dieser Spannung mit der einachsigen Fließspannung k_f kann bestimmt werden, ob der Werkstoff unter dem mehrachsigen Spannungszustand plastisch fließt. [Sie15b]

Die grafische Darstellung des Fließorts in der σ_1 - σ_2 -Ebene (bei ebenem Spannungszustand, d.h. $\sigma_3 = 0$) wird als Fließortkurve bezeichnet, Abbildung 4-11 [Sie15b]. Innerhalb dieser Kurve befindet sich der Werkstoff im elastischen Zustand, der Spannungszustand auf der Kurve bewirkt plastisches Fließen. Für isotropes Werkstoffverhalten werden in der Regel die Fließkriterien nach v. MISES (elliptische Fließortkurve) oder nach TRESCA (sechseckige Fließortkurve) angewendet [Bir13].

Verhält sich der Werkstoff hingegen anisotrop, sind komplexere Fließkriterien zu wählen. In [Ban00] wird detailliert auf eine Vielzahl verschiedener Fließkriterien für anisotrope Werkstoffe eingegangen. Aus der Literatur geht hervor, dass nicht-quadratische Fließkriterien (bspw. BARLAT 1989- und BARLAT 1991-Fließkriterium) eine bessere bzw. realitätsnähere Abbildung zeigen als quadratische Fließkriterien (bspw. HILL 1948-Fließkriterium) [Ban15] und sich zudem für Aluminiumlegierungen gut eignen [Ban00].

Für die FE-Simulationen in Kapitel 5.1 wurde daher das BARLAT 1991-Fließkriterium zur Beschreibung des anisotropen Werkstoffverhaltens gewählt, welches in der verwendeten FE-Software PAM-CRASH verfügbar ist. Zur genauen Beschreibung dieses Fließkriteriums sei an dieser Stelle auf [Ban00] und [Bar91] verwiesen. Die Koeffizienten a , b , c , und h des BARLAT 1991-Fließkriteriums (für den ebenen Spannungszustand) wurden unter Nutzung der aus Kapitel 4.1.1 und Kapitel 4.1.2 bekannten uniaxialen Fließspannungen in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung sowie der biaxialen Fließspannung numerisch ermittelt. Dabei mussten die Vergleichsspannungen, die mit Hilfe des Fließkriteriums aus den Beanspruchungszuständen in Abbildung 4-10 berechnet wurden, der Fließspannung in Walzrichtung entsprechen.

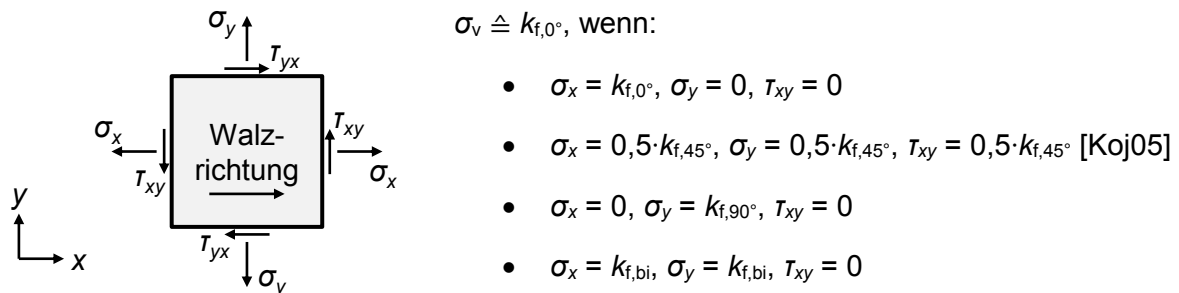


Abbildung 4-10 Spannungskomponenten beim ebenen Spannungszustand (links), Beanspruchungszustände aus uniaxialen Zugversuchen (in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung) und biaxialen hydraulischen Tiefungsversuch bzw. Schichtstauchversuch beim Fließbeginn (rechts)

Dem Exponenten des Fließkriteriums wurde mit $m = 8$ ein für Metalle mit kubisch-flächenzentriertem Kristallsystem (z.B. Aluminiumlegierungen) geeigneter Zahlenwert zugewiesen [Bre05].

In Abbildung 4-11 sind die ermittelten Fließortkurven sowohl für isotropes Werkstoffverhalten (nach TRESCA und v. MISES) als auch für anisotropes Werkstoffverhalten (nach BARLAT 1991) von AlMgSc sowie AlMg4,5Mn bei Raumtemperatur dargestellt.

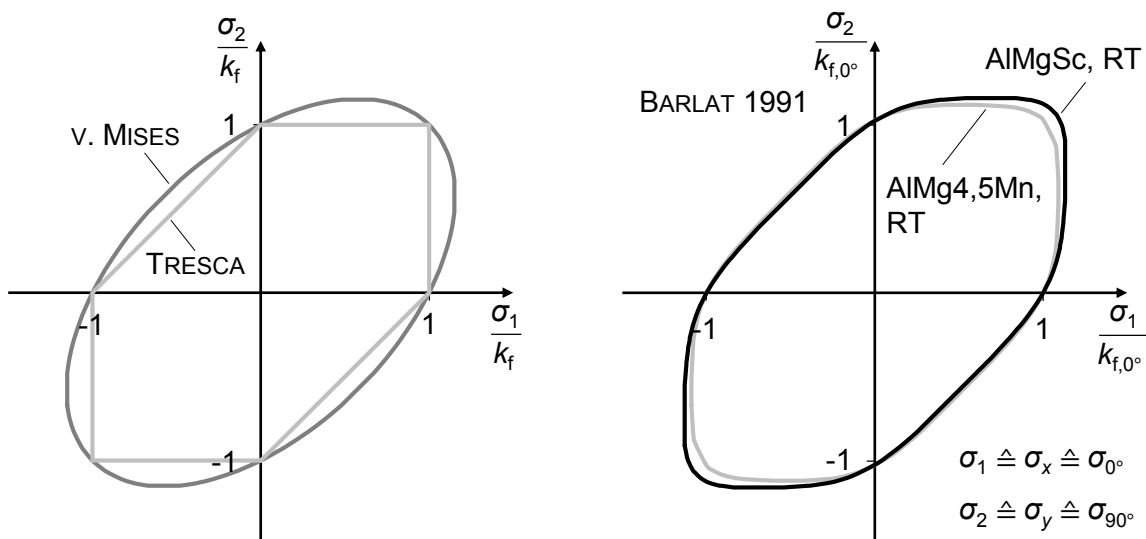


Abbildung 4-11 Fließortkurven bei isotropem Werkstoffverhalten nach dem TRESCA- und dem v. MISES-Fließkriterium (links), Fließortkurven für anisotropes Werkstoffverhalten von AlMgSc und AlMg4,5Mn bei Raumtemperatur nach dem BARLAT 1991-Fließkriterium (rechts)

Aufgrund des gewählten Exponenten $m = 8$ weisen die Fließortkurven nach BARLAT 1991 einen tendenziell sechseckigen und damit dem Fließkriterium nach TRESCA ähnlichen Verlauf auf, der für Aluminiumlegierungen typisch ist [Bir13].

4.2.3 Kriech- und Relaxationsverhalten

In der bisherigen Werkstoffmodellierung in Kapitel 4.2.1 und 4.2.2 wurde das zeitunabhängige Werkstoffverhalten betrachtet. Wird ein Bauteil bei erhöhter Temperatur über einen längeren Zeitraum belastet, treten darüber hinaus zeitabhängige Kriech- bzw. Relaxationseffekte auf, deren Grundlagen bereits in Kapitel 2.3.3.1 und 2.3.3.2 behandelt wurden. Zur Berücksichtigung des Kriechens kann die Gesamtdehnung ϵ_{tot} unter isothermen Bedingungen in die folgenden Dehnungsanteile aufgeteilt werden, Gleichung 4.13 [Rit81].

$$\epsilon_{\text{tot}} = \epsilon_{\text{el}} + \epsilon_{\text{pl}} + \epsilon_{\text{cr}} \quad 4.13$$

Der elastische Dehnungsanteil ϵ_{el} und der plastische Dehnungsanteil ϵ_{pl} ergeben sich mit Hilfe der definierten Elastizitätsmoduln und Fließkurven sowie Fließortkurven. Der Kriechdehnungsanteil ϵ_{cr} ist zwar irreversibel und damit im Grunde genommen auch eine plastische Dehnung, wird aber aufgrund der unterschiedlichen Berechnungsweise getrennt betrachtet. Bei Temperaturänderungen kommt zudem der thermische Dehnungsanteil ϵ_{th} aufgrund des Effekts der Wärmeausdehnung hinzu, der in Gleichung 4.13 nicht berücksichtigt wird, weil die Messwerte der im Folgenden ausgewerteten Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuche unter isothermen Bedingungen aufgenommen wurden.

Die Kriechdehnung kann für primäres Kriechen (siehe dazu Abbildung 2-8, Kapitel 2.3.3.1) durch Gleichung 4.14 beschrieben werden, wobei A , n , m temperaturabhängige Parameter darstellen [Bet08].

$$\epsilon_{\text{cr}} = A \cdot \sigma^n \cdot t^m \quad 4.14$$

Bei Gleichung 4.14 handelt es sich um eine Erweiterung des NORTON-BAILEY-Kriechgesetzes, das mit $m = 1$ zur Beschreibung des sekundären Kriechens (d.h. bei konstanter Kriechgeschwindigkeit) dient [Bet08]. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit richtet sich der Fokus auf den primären Kriechbereich, der bei den relativ kurzen Belastungszeiten bei den Umformprozessen ($t < 4$ h) im Vergleich zu den Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuchen ($t > 10$ h, Kapitel 4.1.3) relevant ist.

Die Gleichung 4.14 wird mit den beiden Variablen Spannung und Zeit als *zeitverfestigendes* Kriechgesetz bezeichnet. Wird diese Formel nun nach der Zeit abgeleitet und darin die Zeit durch Gleichung 4.14 (nach t umgestellt) ersetzt, so ergibt sich die *dehnungsverfestigende* Variante des Kriechgesetzes in Gleichung 4.15. [Bet08]

$$\frac{d\varepsilon_{cr}}{dt} = \dot{\varepsilon}_{cr} = m \cdot A^{1/m} \cdot \sigma^{n/m} \cdot \varepsilon_{cr}^{1-1/m} \quad 4.15$$

Unter konstanter Beanspruchung liefern beide Varianten des Kriechgesetzes gleiche Ergebnisse. Erfolgen jedoch Spannungsänderungen, so liefert das dehnungsverfestigende Modell in Gleichung 4.15 eine bessere Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen als das zeitverfestigende Modell in Gleichung 4.14 [Fin59]. Durch geeignete Substitutionen (Gleichungen 4.17 - 4.19) kann das dehnungsverfestigende Kriechgesetz in der Art ausgedrückt werden, wie es in der FE-Software PAM-CRASH formuliert ist (Gleichung 4.16, [Esi15]).

$$\sigma = K \cdot \varepsilon_{cr}^{m'} \cdot \dot{\varepsilon}_{cr}^{n'} \quad 4.16$$

mit

$$K = m^{-m/n} \cdot A^{-1/n} \quad 4.17$$

$$m' = (1 - m) / n \quad 4.18$$

$$n' = m / n \quad 4.19$$

Die Bestimmung der temperaturabhängigen Kriechparameter K , m' und n' erfolgt mit Hilfe der Messdaten aus den Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuchen (Kapitel 4.1.3). Diese Messdaten müssen zunächst entsprechend ausgewertet werden, sodass Werte der drei Variablen σ , ε_{cr} , $\dot{\varepsilon}_{cr}$ in Gleichung 4.16 für jeden Mess- bzw. Zeitpunkt i vorhanden sind. Aus den Messwerten der Zeitstandversuche (Gesamtdehnung als Funktion der Zeit bei konstanter Spannung unterhalb der Fließgrenze) werden die Kriechdehnungen durch Gleichung 4.20 (ausgehend von Gleichung 4.13) ermittelt.

$$\varepsilon_{cr,i} = \varepsilon_{tot,i} - \varepsilon_{el} = \varepsilon_{tot,i} - \frac{\sigma}{E} \quad 4.20$$

Die Bestimmung der Kriechdehnungen aus den Messwerten der Spannungsrelaxationsversuche (Spannung als Funktion der Zeit bei konstanter Gesamtdehnung) erfolgt analog, Gleichung 4.21.

$$\varepsilon_{cr,i} = \varepsilon_{tot} - \varepsilon_{el,i} = \frac{1}{E} \cdot (\sigma_0 - \sigma_i) \quad 4.21$$

Die Kriechgeschwindigkeiten können entsprechend aus der Differenz der Kriechdehnung zweier Messpunkte bezogen auf das zugehörige Zeitintervall berechnet werden, Gleichung 4.22.

$$\dot{\varepsilon}_{cr,j} = \frac{\varepsilon_{cr,i+1} - \varepsilon_{cr,i-1}}{t_{i+1} - t_{i-1}} \quad 4.22$$

Die Berechnung der temperaturabhängigen Kriechparameter orientiert sich im Folgenden an einer Methode der bivariaten Regression von Messdaten, welche in [May13] am Beispiel des zeitverfestigenden Kriechgesetzes (Gleichung 4.14) ausführlich erläutert und im Folgenden auf das dehnungsverfestigende Kriechgesetz (Gleichung 4.16) übertragen wird. Dabei

werden K , m' und n' für die Temperaturen, bei denen Messdaten vorliegen ($\vartheta = 150\text{ °C}$, 210 °C , 250 °C , 285 °C und 325 °C), separat bestimmt.

Die Gleichung 4.16 wird zunächst nach der Kriechgeschwindigkeit umgestellt und beidseitig logarithmiert, sodass Gleichung 4.23 daraus resultiert. Die Kriechgeschwindigkeit ist demzufolge abhängig von der Spannung und der bereits erreichten Kriechdehnung.

$$\ln \dot{\epsilon}_{\text{cr}} = \frac{1}{n'} \cdot \ln \sigma - \frac{1}{n'} \cdot \ln K - \frac{m'}{n'} \cdot \ln \epsilon_{\text{cr}} \quad 4.23$$

Im ersten Schritt werden die ausgewerteten Messwerte (Anzahl k) aus den Zeitstandversuchen verwendet. Aufgrund der konstanten Spannung ergibt Gleichung 4.23 in Form von $\ln \dot{\epsilon}_{\text{cr}} = f(\ln \epsilon_{\text{cr}})$ einen linearen Zusammenhang, Gleichung 4.24.

$$\underbrace{\ln \dot{\epsilon}_{\text{cr}}}_{y} = \underbrace{-\frac{m'}{n'} \cdot \ln \epsilon_{\text{cr}}}_{a \cdot x} + \underbrace{\frac{1}{n'} \cdot \ln \sigma - \frac{1}{n'} \cdot \ln K}_{b} \quad 4.24$$

Der Anstieg $-m'/n'$ (bzw. a) kann durch eine Ausgleichsgerade mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate berechnet werden [Dal08], Gleichung 4.25.

$$-\frac{m'}{n'} = \frac{\sum_{i=1}^k \ln \epsilon_{\text{cr},i} \cdot \sum_{i=1}^k \ln \dot{\epsilon}_{\text{cr},i} - k \cdot \sum_{i=1}^k (\ln \epsilon_{\text{cr},i} \cdot \ln \dot{\epsilon}_{\text{cr},i})}{\left(\sum_{i=1}^k \ln \epsilon_{\text{cr},i} \right)^2 - k \cdot \sum_{i=1}^k (\ln \epsilon_{\text{cr},i})^2} \quad 4.25$$

Aus den Daten der Spannungsrelaxationsversuche kann im zweiten Schritt n' ermittelt werden, indem Gleichung 4.23 wie folgt umgestellt wird, Gleichung 4.26.

$$\underbrace{\ln \left(\dot{\epsilon}_{\text{cr}} \cdot \epsilon_{\text{cr}}^{m'/n'} \right)}_y = \underbrace{\frac{1}{n'} \cdot \ln \sigma - \frac{1}{n'} \cdot \ln K}_{a \cdot x + b} \quad 4.26$$

Daraus folgt Gleichung 4.27 zur Berechnung von n' .

$$n' = \frac{\left(\sum_{i=1}^k \ln \sigma_i \right)^2 - k \cdot \sum_{i=1}^k (\ln \sigma_i)^2}{\sum_{i=1}^k \ln \sigma_i \cdot \sum_{i=1}^k \ln \left(\dot{\epsilon}_{\text{cr},i} \cdot \epsilon_{\text{cr},i}^{m'/n'} \right) - k \cdot \sum_{i=1}^k \left[\ln \sigma_i \cdot \ln \left(\dot{\epsilon}_{\text{cr},i} \cdot \epsilon_{\text{cr},i}^{m'/n'} \right) \right]} \quad 4.27$$

Der Parameter m' ergibt sich entsprechend aus den Gleichungen 4.25 und 4.27.

Im dritten Schritt wird Gleichung 4.23 folgendermaßen „geordnet“, Gleichung 4.28.

$$\underbrace{\ln \dot{\epsilon}_{\text{cr}}}_y = a \cdot \underbrace{\left(-\frac{m'}{n'} \cdot \ln \epsilon_{\text{cr}} + \frac{1}{n'} \cdot \ln \sigma \right)}_x - \underbrace{\frac{1}{n'} \cdot \ln K}_b \quad 4.28$$

Der Kriechparameter K kann somit aus dem konstanten Glied b einer Ausgleichsgerade gemäß Gleichung 4.29 berechnet werden [Dal08].

$$K = e^{-n' \cdot \frac{\sum_{i=1}^k \ln \dot{\epsilon}_{cr,i} - \sum_{i=1}^k \ln (\epsilon_{cr,i}^{-m'/n'} \cdot \sigma_i^{1/n'})}{k}} \quad 4.29$$

Während die ermittelten Kriechparameter K , m' , und n' als Funktion der Temperatur nur schwierig physikalisch zu deuten sind, erlaubt eine Rücksubstitution in die Form A , m , n (siehe Gleichungen 4.17 - 4.19) eine geeignetere Darstellung, Abbildung 4-12.

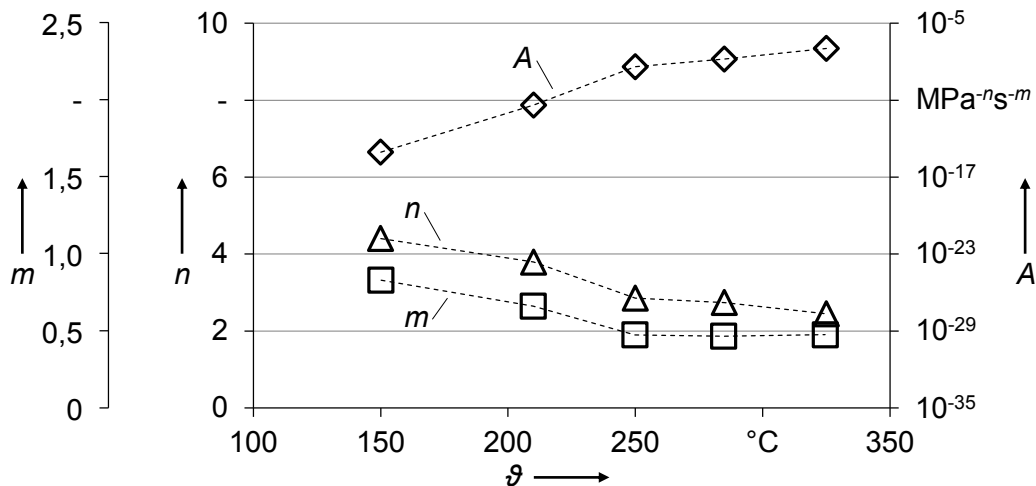
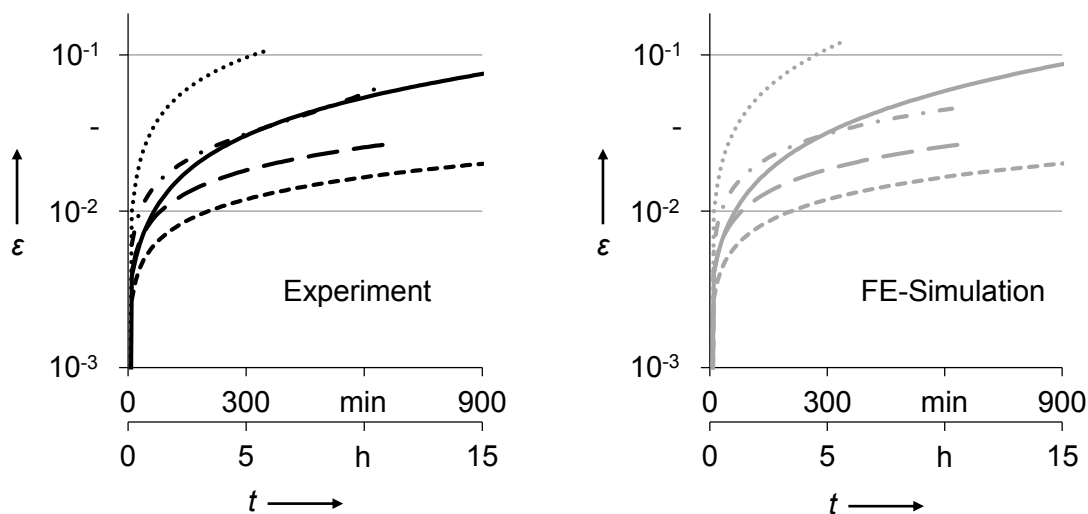


Abbildung 4-12 Ermittelte Kriechparameter A , m , n als Funktion der Temperatur für den Werkstoff AlMgSc

Unter Betrachtung des Kriechgesetzes in Gleichung 4.14 und der Temperaturverläufe der Kriechparameter in Abbildung 4-12 kann geschlussfolgert werden, dass die Einflüsse von Spannung und Zeit auf die Kriechdehnung mit zunehmender Temperatur tendenziell sinken, wobei die allgemeine Kriechneigung erwartungsgemäß erheblich steigt.

Zum Verifizieren des Kriechmodells bzw. der ermittelten Parameter wurden die Zeitstand- und Spannungsrelaxationsversuche simuliert (Abbildung 4-13 und Abbildung 4-14).



— $\vartheta = 150 \text{ °C}$, $\vartheta = 210 \text{ °C}$, --- $\vartheta = 250 \text{ °C}$, - - - $\vartheta = 285 \text{ °C}$, - · - · $\vartheta = 325 \text{ °C}$,
 $\sigma = 170 \text{ MPa}$ $\sigma = 90 \text{ MPa}$ $\sigma = 34 \text{ MPa}$ $\sigma = 28 \text{ MPa}$ $\sigma = 23 \text{ MPa}$

Abbildung 4-13 Experimentelle Ergebnisse der Zeitstandversuche (links), FE-Berechnungsergebnisse aus der Nachsimulation der Zeitstandversuche (rechts)

Der Vergleich von Simulations- und Versuchsergebnissen der Zeitstandversuche in Abbildung 4-13 zeigt eine sehr gute Übereinstimmung. Einzig die Kriechkurven bei $\vartheta = 325\text{ °C}$ weichen in ihren Verläufen ab einer Zeit von $t > 5\text{ h}$ voneinander ab, weil von da an sekundäres und später tertiäres Kriechen im Versuch eintritt, was in der FE-Simulation nicht berücksichtigt wurde.

Die Spannungsrelaxationsversuche werden durch die FE-Simulationen, insbesondere im oberen Temperaturbereich $\vartheta \geq 250\text{ °C}$, sehr gut abgebildet (siehe Abbildung 4-14).

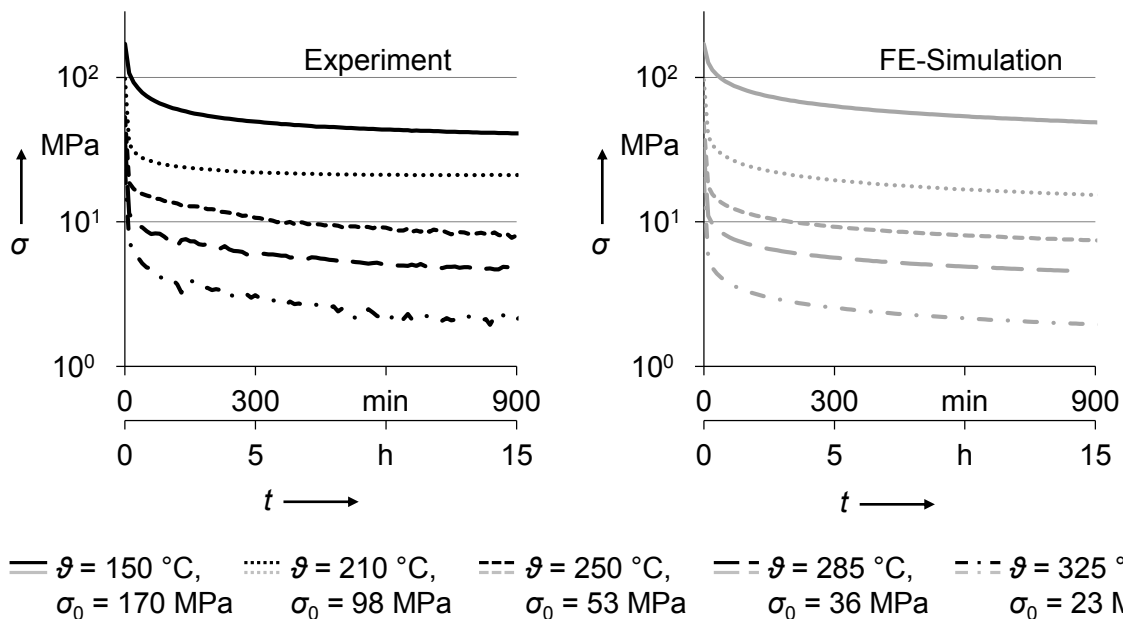


Abbildung 4-14 Experimentelle Ergebnisse der Spannungsrelaxationsversuche (links), FE-Berechnungsergebnisse aus der Nachsimulation der Spannungsrelaxationsversuche (rechts)

Für die relativ niedrigen Temperaturen $\vartheta < 250\text{ °C}$ mit entsprechend relativ hohen Anfangsspannungen σ_0 zeigt sich in der Simulation ein leicht niedrigerer Spannungsabbau, als im Experiment gemessen wurde. Dieser Effekt ist darauf zurückzuführen, dass das NORTON-BAILEY-Potenzgesetz (Gleichung 4.14) nicht für alle Temperatur- und Spannungsniveaus gleichermaßen geeignet ist [Mai15]. So ist der Spannungsexponent n beispielsweise nicht zwingend konstant, sondern kann in Abhängigkeit der Spannung bzw. der wirkenden Kriechmechanismen (siehe Kapitel 2.3.3.1) variieren [Mai15]. Für die Umformsimulationen in Kapitel 5.2 wurde dieser Effekt jedoch als vernachlässigbar klein angenommen, zumal das Hauptaugenmerk im höheren Temperaturbereich ($\vartheta \approx 250\text{ °C} \dots 325\text{ °C}$) lag.

5 Experimentelle und numerische Untersuchungen

In Kapitel 5 werden die durchgeführten Versuche und FE-Simulationen zum Umformen großflächiger, dünnwandiger und sphärischer Strukturen beschrieben sowie deren Ergebnisse ausgewertet. Die Untersuchungen unterteilen sich dabei in zwei Unterkapitel.

Zunächst wird, mit dem Hintergrund des aktuell angewendeten Kriechumformverfahrens zur Herstellung großer Flugzeugaußenhaut-Bauteile (Kapitel 2.3.3.3), das Umformverhalten ohne Niederhalter behandelt, wobei der Fokus insbesondere auf dem Beulversagen liegt (Kapitel 5.1).

Im zweiten Teil der Untersuchungen (Kapitel 5.2) kommt ein Niederhalter zur Anwendung, der dem radialen Blecheinzug und damit dem Beulversagen entgegenwirkt. Das Hauptaugenmerk richtet sich dabei auf prozesstechnische Fragestellungen.

5.1 Niederhalterloses Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen

Das Verfahrensprinzip des niederhalterlosen Umformens dünnwandiger und runder Blechteile in sphärische Geometrien ist in Abbildung 5-1 dargestellt.

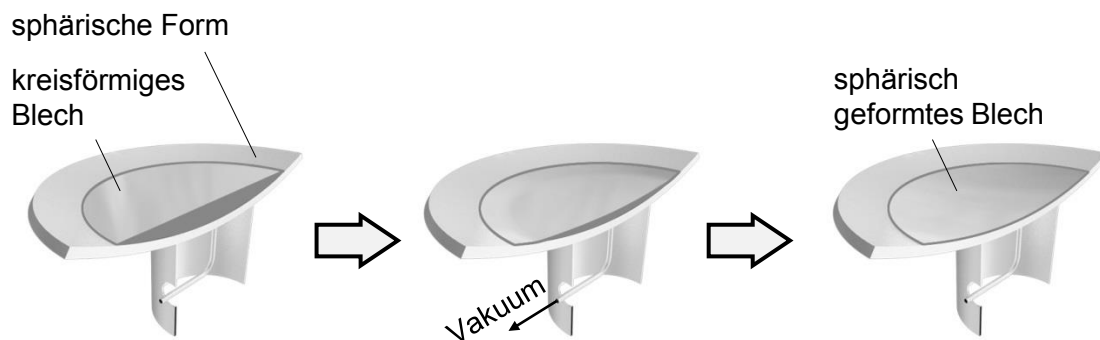


Abbildung 5-1 Verfahrensprinzip des niederhalterlosen Umformens sphärischer Blechteile (Radialschnittsdarstellung²)

Die allgemeinen Verfahrensschritte in Abbildung 5-1 gleichen denen des Creep age forming (siehe Kapitel 2.3.3.3). Der Umformdruck wird ausschließlich mit Hilfe einer Vakuumpumpe bzw. mittels Atmosphärendruck von außen durch Evakuierung des Luftvolumens zwischen Blech und Form erzeugt und beträgt dementsprechend maximal $p \approx 1$ bar ($1 \text{ bar} \triangleq 0,1 \text{ MPa}$). Zwischen der sphärischen Form und dem entsprechend kreisrunden Ausgangs-

² Als „Radialschnitt“ wird in dieser Arbeit die Ansicht eines rotationssymmetrischen Bauteils bezeichnet, wobei zur verständlicheren Darstellung eine Bauteilhälfte durch einen radialen Schnitt entfernt wird. Die Rotationsachse liegt dementsprechend in der Schnittebene.

blech erfolgt eine zureichende Selbstabdichtung, sodass im Allgemeinen keine weiteren Hilfsmittel (Vakuumfolie, -band o.Ä.) notwendig sind.

Nach der genormten Einteilung der Umformverfahren (siehe Abbildung 2-5 in Kapitel 2.3) ist dieses Verfahren dem „Tiefziehen mit Gasen mit kraftgebundener Wirkung“ zuzuordnen (entspricht dem „pneumatischen Tiefziehen“).

5.1.1 Versuchsaufbau und -ablauf

Der experimentelle Versuchsaufbau zum niederhalterlosen Umformen bestand im Allgemeinen aus der Negativform, dem umzuformenden Blech und einer Vakuumpumpe. Diverse Messtechnik (Druckmessgerät, Wegsensor) diente darüber hinaus zur Dokumentation der Versuche.

Die sphärisch gekrümmten Negativformen wurden aus relativ dickwandigen Aluminiumplatten umformtechnisch hergestellt (Legierung AA5754, siehe dazu [DIN13]; Wandstärke $s_{\text{Form}} = 20 \text{ mm} \gg s_{\text{Blech}}$). Insgesamt wurden drei Formen mit unterschiedlichen Krümmungsradien ($R = 1.000 \text{ mm}, 1.500 \text{ mm}, 2.000 \text{ mm}$) gefertigt. Der Vakuumschluss erfolgte über ein Bohrloch in der Formmitte, Abbildung 5-2.

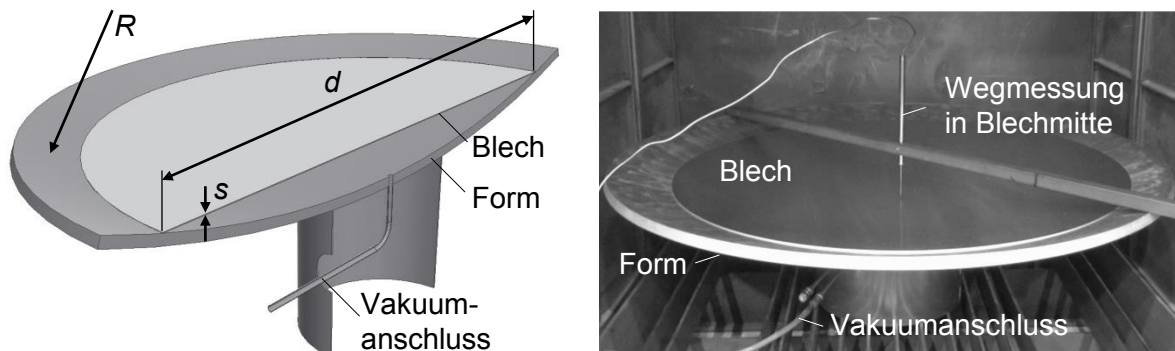


Abbildung 5-2 Skizzierter Versuchsaufbau (Radialschnittdarstellung, links) und realer Versuchsaufbau (rechts)

Als Blechwerkstoff für die Ronden wurde zunächst die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn verwendet, da die Legierung AlMgSc nur in beschränkter Menge zur Verfügung stand. Zur Untersuchung des Blechdickeneinflusses wurden Wandstärken von $s = 1,0 \text{ mm}, 1,5 \text{ mm}$ und $2,0 \text{ mm}$ gewählt.

Die Durchführung der Versuche erfolgte bei Raumtemperatur, um sekundäre Einflüsse (z.B. Temperaturschwankungen, Kriecherscheinungen etc.) auf das Beulverhalten zu minimieren. Der Fokus der experimentellen Untersuchungen richtete sich dementsprechend auf die Einflüsse der geometrischen Parameter (Krümmungsradius der Form R , Rondendurchmesser d und Blechdicke s). Des Weiteren dienten die Ergebnisse durch den Vergleich mit den Simulationsergebnissen zur Verifizierung des FE-Modells.

Im Rahmen der Versuchsvorbereitung wurden die laserstrahlgeschnittenen Blechronden im Randbereich an der Blechunterseite mit einem Schmierfettfilm versehen, um während des Versuchs einen möglichst luftdichten Kontakt mit der Form zu gewährleisten. Nachdem die Blechrunde horizontal ausgerichtet in der sphärischen Form platziert war, erfolgte die Druckbeaufschlagung über ein Bypassventil an der Vakuumpumpe.

Im Versuchsaufbau waren geringfügige (Unter-)Druckverluste, beispielsweise an den Steckverbindungen der Vakuumschläuche und am Übergang von der Blechrunde zur Form, unvermeidbar. Letztendlich konnte mit der verfügbaren Vakuumpumpe ein maximaler Umformdruck von $p_{\max} \approx 0,95$ bar erreicht werden.

5.1.2 FE-Modellierung und -Simulation

Das FE-Modell zur Simulation des niederhalterlosen Umformens bestand, analog zum realen Versuchsaufbau (Kapitel 5.1.1), aus einem sphärisch gekrümmten Formteil und einem im Ausgangszustand ebenen, kreisrunden Blechteil. Beide Teile wurden mit zweidimensionalen Elementen vernetzt (Schalenelemente mit ebenem Spannungszustand), wobei für die in alle Raumrichtungen fixierte Form ein dehnstarrs Verhalten (*rigid body*) definiert wurde. Das Blech hingegen wies ein elastisch-plastisches sowie plastisch anisotropes Werkstoffverhalten auf (siehe dazu Kapitel 4.2.1 und 4.2.2). Der Kontakt zwischen den zwei Teilen war als „Knoten-zu-Elementoberfläche-Kontakt“ definiert, wodurch die Durchdringung der Elementoberflächen der Form (*Master*) von den Knoten des Blechs (*Slave*) unterbunden wurde, siehe Abbildung 5-3. Die Berücksichtigung der Reibung zwischen den beiden Körpern basierte auf dem Coulombschen Reibungsgesetz unter Angabe eines für geschmierte Aluminiumflächen typischen Reibungskoeffizienten von $\mu = 0,3$ [Bow59].

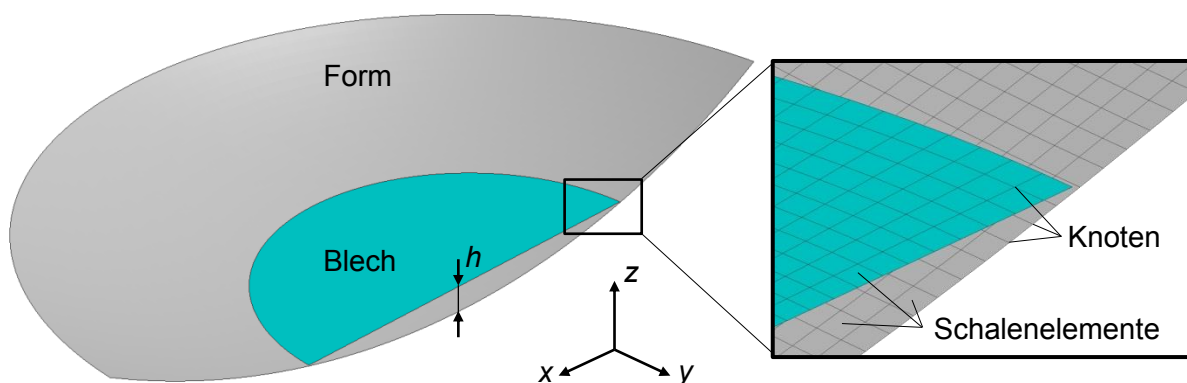


Abbildung 5-3 Radialschnittdarstellung des FE-Modells, bestehend aus starrer Form und deformierbarem Blech, mit Detailansicht der Anfangskontaktzone

Der vertikale Abstand zwischen der Formmitte und dem ebenen Blech, bei dem der Blechrand auf der Formoberfläche auflag, kann entsprechend der Formel zur Berechnung der Kreissegmenthöhe in Gleichung 5.1 ermittelt werden.

$$h_{\text{Seg}} = R - \sqrt{R^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2} \quad 5.1$$

Im FE-Modell war der vertikale Abstand h im Ausgangszustand geringfügig größer als die Segmenthöhe h_{Seg} , wodurch einer Anfangsdurchdringung der Knoten des Blechs in die Elemente der Form vorgebeugt werden sollte.

Des Weiteren wurden zwei Lasten definiert, die auf die Blechrunde wirken – zum einen ein über den gesamten Zeitraum konstantes Beschleunigungsfeld (mit der Fallbeschleunigung $g = 9,81 \text{ m/s}^2$), wodurch eine in negative z-Richtung wirkende Gewichtskraft erzeugt wurde, und zum anderen eine stets senkrecht auf die Blechoberseite wirkende Drucklast, welche mit der Zeit quadratisch anstieg, Abbildung 5-4.

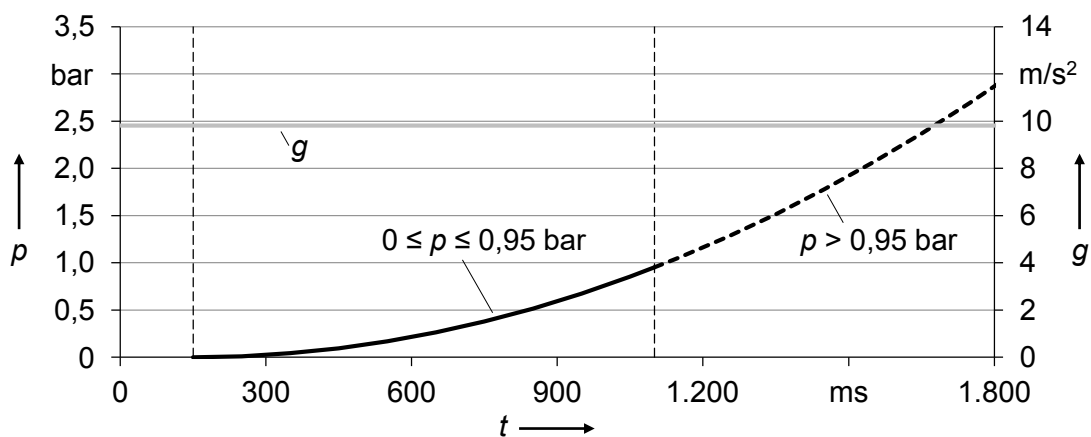


Abbildung 5-4 Im FE-Modell definierte auf die Blechrunde wirkende Lasten als Funktion der Zeit

Zunächst bewirkte ausschließlich die Gewichtskraft eine Kontakterzeugung zwischen den beiden Teilen. Damit wurde ein relativ „sanftes“ Auftreffen der kreisrunden Blechkante auf der sphärischen Formoberfläche ermöglicht, wodurch unerwünschte Deformationen bzw. Schwingungen infolge eines Aufpralls vermieden wurden. Kurz darauf begann die Beaufschlagung der Ronde mit der als Funktion der Zeit quadratisch ansteigenden Drucklast, wodurch das Blech zunehmend gegen die Formwand gedrückt wurde. Darüber hinaus wurde in der FE-Simulation der für eine vollständige Ausformung notwendige Druck aufgebracht, welcher gegebenenfalls oberhalb des im Realversuch maximal möglichen Drucks von $p \approx 0,95 \text{ bar}$ liegen konnte (siehe dazu Kapitel 5.1.1).

Die Zeitintegration erfolgte für die Simulationen des niederhalterlosen Umformens mit der expliziten Methode. Der vorwiegende Grund dafür ist, dass während der Druckbeaufschlagung ein plötzlich auftretendes Stabilitätsversagen der Blechrunde in Form von Beulerscheinungen mit der impliziten Methode zu Konvergenzproblemen führen kann, weil die Gleichgewichtsbedingungen nicht erfüllt werden (siehe dazu Kapitel 2.5). Stattdessen sind Stabilitätsprobleme und plötzliche Kontaktänderungen mit der expliziten Methode aufgrund der sehr kleinen Zeitschritte gut beherrschbar [Hor15].

5.1.3 Iterative Bestimmung des beulkritischen Rondendurchmessers

Bei der in Abbildung 5-1 gezeigten Umformung sphärischer Bleche ohne Niederhalter wirkt keine radiale Rückhaltekraft am Rand der kreisrunden Blechrunde, sodass ein radialer Blecheinzug während der Umformung erfolgt. Damit geht zwangsläufig eine Stauchung des äußeren Blechbereichs in tangentialer Richtung einher, wodurch tangentielle Druckspannungen σ_φ (siehe dazu Kapitel 5.1.5) erzeugt werden. Je nach Höhe dieser wirkenden Druckspannungen, der Steifigkeit des Blechs und weiterer Sekundäreinflüsse (siehe dazu Kapitel 2.4.2) können die umzuformenden Werkstücke durch Auftreten von Beulen versagen. Zur Untersuchung dieser Beulkritikalität in Abhängigkeit der Blech- und Formgeometrie eignet sich die Ermittlung von beulkritischen Rondendurchmessern d_{krit} als Funktion der Blechdicke s und des Krümmungsradius der Form R . Dies liegt darin begründet, dass eine stufenlose Variation des Rondendurchmessers bei den experimentellen Untersuchungen durch die Herstellung mittels Laserstrahlschneiden problemlos möglich ist, wohingegen eine solche Variabilität der Formkrümmung und Blechdicke mit sehr großem Aufwand verbunden wäre. Entsprechend wurde ein dreistufiger Versuchsplan mit zwei Einflussfaktoren (Krümmungsradius der Form mit den Stufen $R = 1.000 \text{ mm}$, 1.500 mm , 2.000 mm und Wandstärke der Blechrunde mit den Stufen $s = 1,0 \text{ mm}$, $1,5 \text{ mm}$, $2,0 \text{ mm}$) gewählt (Abbildung 5-5).

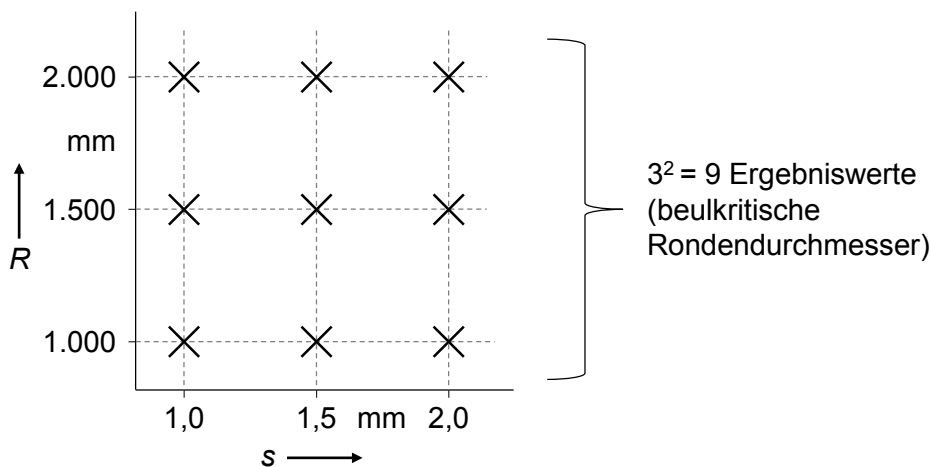


Abbildung 5-5 Grafische Darstellung des Versuchsplans zur Bestimmung von beulkritischen Rondendurchmessern in Abhängigkeit der Blechdicke und des Krümmungsradius der Form

Der jeweils untersuchte Rondendurchmesser d_i wurde entsprechend dem Versuchsergebnis als „überkritisch“ (Beulversagen) oder „unterkritisch“ (kein Beulversagen) bewertet. Aufgrund der Vorkenntnis, dass die Beulneigung von größeren Blechen stärker ist als von kleineren Blechen (bei gleichbleibender Formkrümmung und Wandstärke, siehe dazu Kapitel 2.4.2.2), konnte somit auf iterative Weise ein beulkritischer Rondendurchmesser je Krümmungsradius und Blechdicke als Verfahrensgrenze bestimmt werden (siehe Abbildung 5-6).

Der beulkritische Rondendurchmesser ergab sich folglich aus dem Mittelwert des kleinsten überkritischen Rondendurchmessers und des größten unterkritischen Rondendurchmessers, Gleichung 5.2.

$$d_{\text{krit}} = \frac{d_{\text{überkritisch}} + d_{\text{unterkritisch}}}{2} \quad 5.2$$

Die Berechnung der beulkritischen Rondendurchmesser mit Hilfe der FE-Simulation erfolgte ebenso iterativ. Die beschriebene Vorgehensweise ist in Abbildung 5-6 schematisch dargestellt.

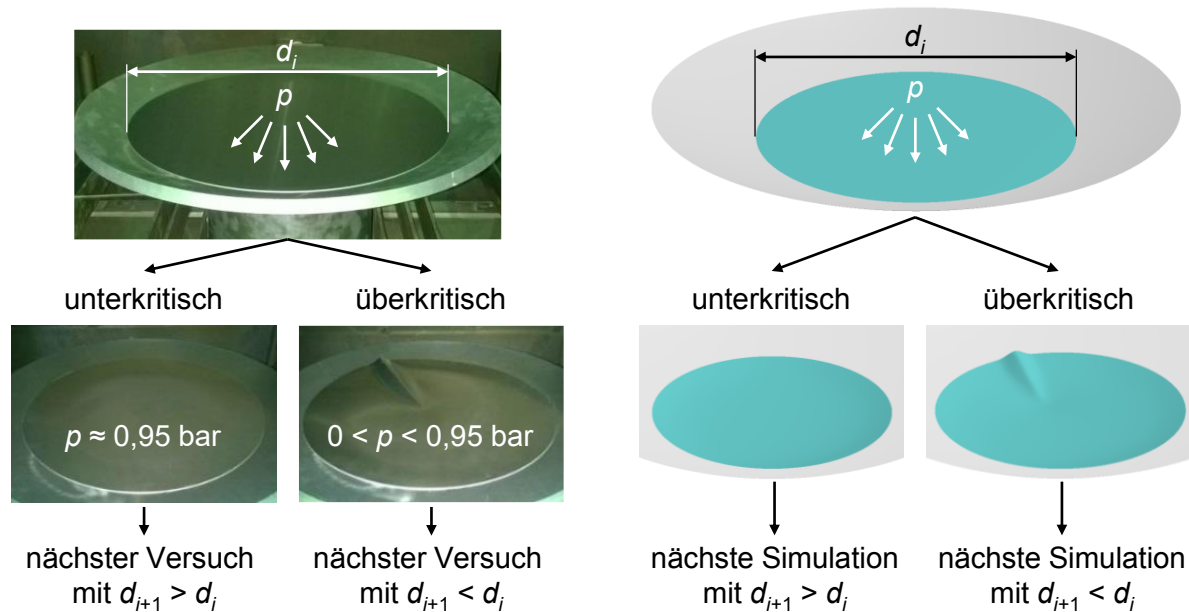


Abbildung 5-6 Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur iterativen Bestimmung der beulkritischen Rondendurchmesser durch Experimente (links) und FE-Simulationen (rechts)

Die Gegenüberstellung der experimentellen Ergebnisse mit den Simulationsergebnissen sollte zur Verifizierung des FE-Modells dienen. Darauf aufbauende, zusätzliche FE-Simulationen wurden mit dem Ziel durchgeführt, den Einfluss der Werkstoffeigenschaften (z.B. bei erhöhter Umformtemperatur) auf das Beulverhalten zu untersuchen.

5.1.4 Darstellung der Versuchs- und Simulationsergebnisse

5.1.4.1 Allgemeines Umformverhalten ohne Beulversagen

Die Ausformung bzw. die flächige Anlage einer Ronde in eine sphärische Form beginnt beim niederhalterlosen pneumatischen Tiefziehen stets am Blechrand und setzt sich mit zunehmender Druckbeaufschlagung zur Blechmitte hin fort. Das heißt, ein erster Flächenkontakt zwischen Blech und Form kommt im äußeren Blechbereich zustande, sofern zuvor kein Beulversagen eintritt. Eine komplette Ausformung konnte in den experimentellen Untersuchungen bei Raumtemperatur für die gewählten Geometrien (siehe Kapitel 5.1.1) nicht

erreicht werden, weil dafür die Blechsteifigkeit zu groß bzw. die durch Vakuumdruck erzeugte Umformkraft zu niedrig war.

In Abbildung 5-7 ist das Ergebnis einer Umformsimulation gezeigt, welches das Ausformungsverhalten einer Ronde (mit beulunterkritischen Durchmesser) in Abhängigkeit vom Umformdruck darstellt.

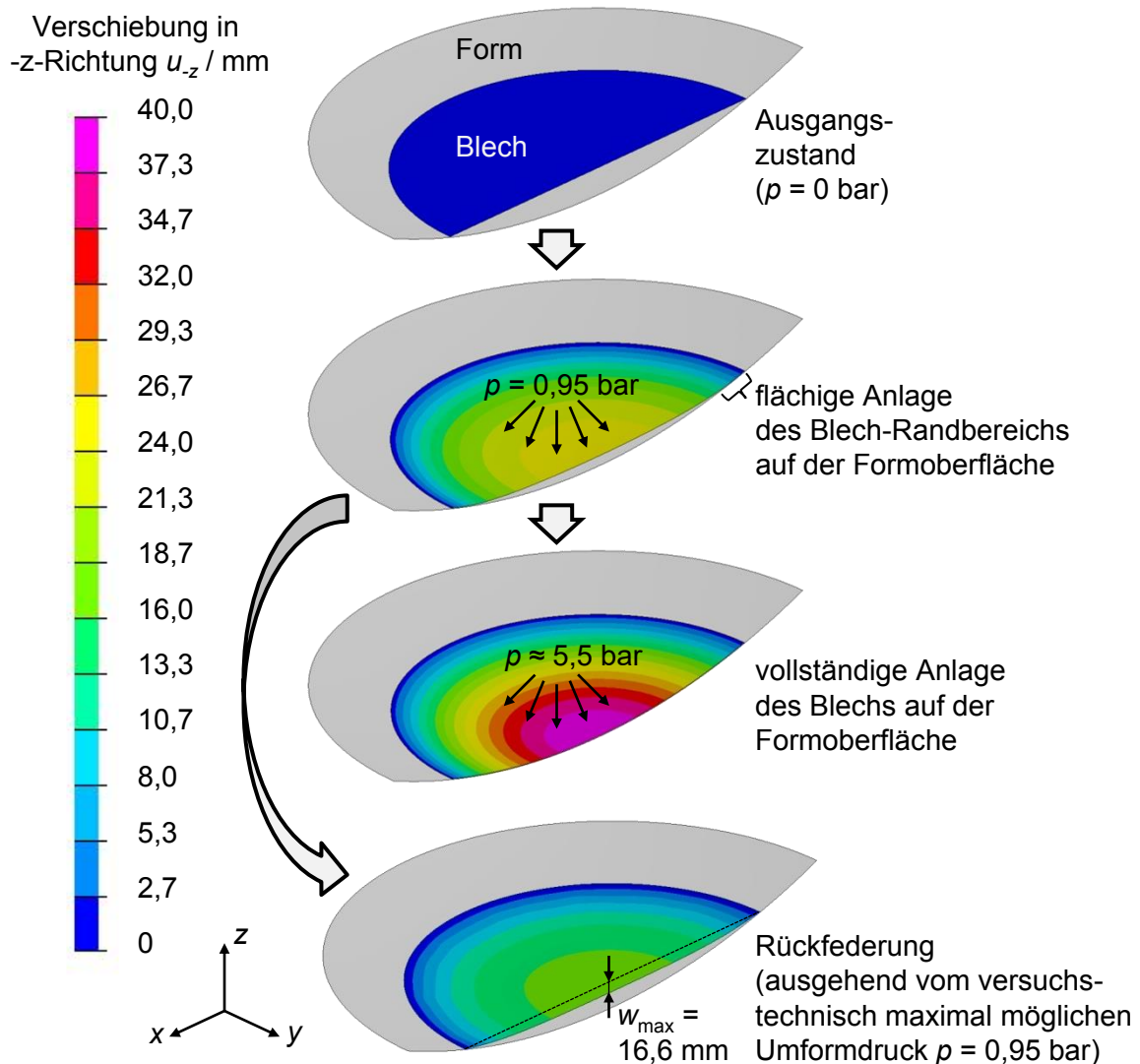


Abbildung 5-7 Radialschnittdarstellung der mittels FE-Simulation berechneten Ausformung beim niederhalterlosen pneumatischen Tiefziehen einer Blechrunde mit beulunterkritischem Durchmesser (AlMg4,5Mn, $d = 560$ mm, $R = 1.000$ mm, $s = 2,0$ mm)

Aufgrund der relativ hohen Fließgrenze bei Raumtemperatur (im Vergleich zu erhöhten Umformtemperaturen, siehe dazu Kapitel 4.1.1) kommt es bei Druckentlastung zu einer entsprechend großen Rückfederung. Die dadurch relativ geringe plastische Formänderung ist im äußeren Blechbereich stärker ausgeprägt als im inneren Blechbereich (siehe auch Abbildung 5-9). Der Grund dafür ist der Zug-Zug-Spannungszustand im inneren Blechbereich („Streckziehbereich“) und der Zug-Druck-Spannungszustand im äußeren Blechbereich („Tiefziehbereich“), wodurch die größere Vergleichsspannung und demzufolge die größere plastische Dehnung in der Randzone des Blechs auftreten. In Kapitel 5.1.5.2 folgt hierzu eine

analytische Herleitung des Spannungszustands im Blech beim niederhalterlosen pneumatischen Tiefziehen.

Die Ergebnisse aus den Umformsimulationen spiegeln mit sehr guter Übereinstimmung die Versuchsergebnisse wider. Sowohl das berechnete Ausformungsverhalten während der Druckbeaufschlagung als auch die Rückfederung bei Druckentlastung werden durch die Experimente mit hoher Genauigkeit bestätigt, wie u.a. aus dem Vergleich von Abbildung 5-7, unten und Abbildung 5-8 sowie Abbildung 5-9 hervorgeht. Am Beispiel der in Abbildung 5-8 gezeigten Blechrunde liegt die relative Abweichung der numerischen Lösung (Abbildung 5-7) vom experimentellen Ergebnis hinsichtlich der maximalen Endausformung in Blechmitte w_{\max} bei $f_{\max} < 1\%$.



Abbildung 5-8 Versuchsergebnis (Endausformung) des niederhalterlosen pneumatischen Tiefziehens einer Blechrunde mit beulunterkritischem Durchmesser (AlMg4,5Mn, $d = 560\text{ mm}$, $R = 1.000\text{ mm}$, $s = 2,0\text{ mm}$)

Abbildung 5-9 zeigt die im Experiment gemessene sowie in der FE-Simulation berechnete Endausformung einer Ronde im Radialschnitt. Beide radialen Verläufe liegen deckungsgleich übereinander und zeigen jeweils die wesentlich stärker ausgeprägte Krümmung im Randbereich.

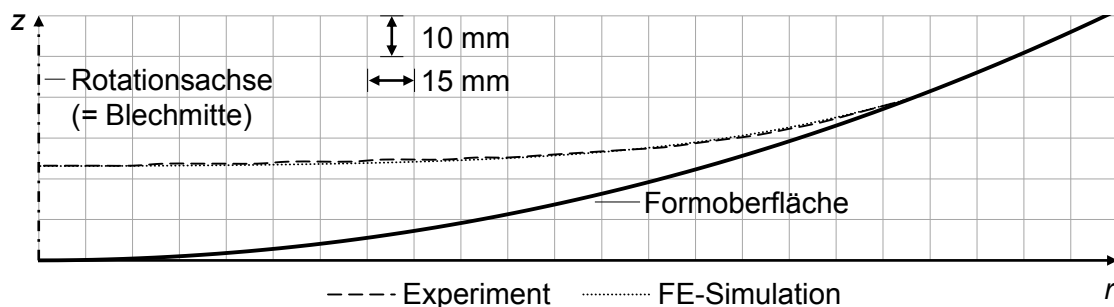


Abbildung 5-9 Gegenüberstellung von Experiment und FE-Simulation in Bezug auf die ermittelte Endausformung der Blechrunde im Radialschnitt (AlMg4,5Mn, $d = 560\text{ mm}$, $R = 1.000\text{ mm}$, $s = 2,0\text{ mm}$)

Des Weiteren geben die sichtbaren Fließfiguren auf der Blechoberfläche (Abbildung 5-10), welche ausschließlich im Randbereich in Erscheinung treten, darüber Aufschluss, dass sich die plastische Dehnung vorwiegend auf die Randzone konzentriert. Auf die Ursachen und Entstehung dieser für AlMg-Legierungen typischen Fließfiguren wird in Kapitel 2.2.6 näher eingegangen.

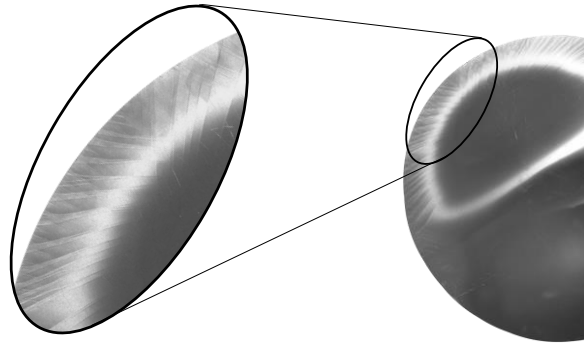


Abbildung 5-10 Fließfiguren im Randbereich einer durch niederhalterloses pneumatisches Tiefziehen umgeformten Blechrunde (AlMg4,5Mn, $d = 932$ mm, $R = 2.000$ mm, $s = 2,0$ mm)

5.1.4.2 Beulerscheinungen

Der äußere Bereich der mit entsprechendem Umformdruck beaufschlagten Ronde ist beim (niederhalterlosen) Tiefziehen durch einen Zug-Druck-Spannungszustand in der Ebene gekennzeichnet (siehe dazu Abbildung 5-16 in Kapitel 5.1.5.2). Die in tangentialer Richtung wirkenden Druckspannungen können ein Ausbeulen am Rand bewirken, sobald kritische Beulspannungen überschritten werden.

Im Allgemeinen traten bei den beulüberkritischen Blechronden zwei Erscheinungsbilder von Beulen auf:

- „Große“ Beulen

Eine große Beule (Abbildung 5-11) ist dadurch gekennzeichnet, dass sich ein lokaler Blechbereich im Zuge der Ausbeulung von der Formoberfläche abhebt, wobei die Beulamplitude an der äußeren Blechkante am größten ist. Die plötzlich auftretende Beulausformung war stets visuell deutlich zu erkennen und äußerte sich im Experiment zudem akustisch durch einen „lauten Knall“.

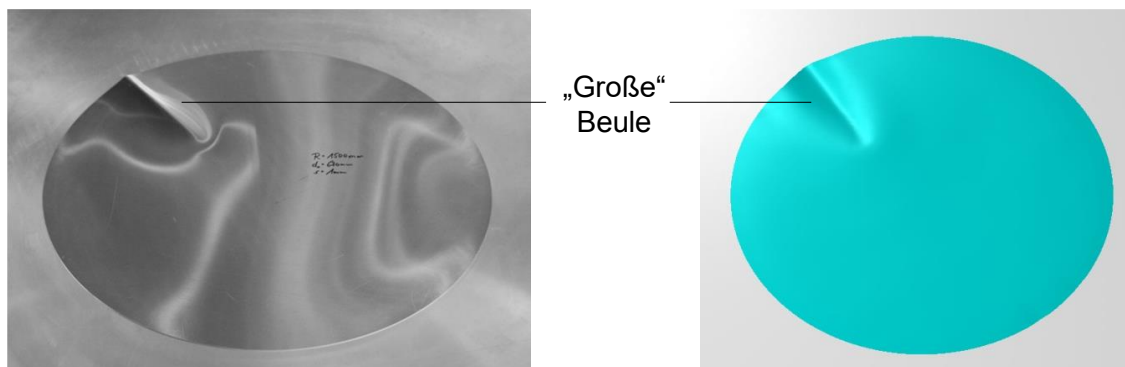


Abbildung 5-11 Beulversagen durch Auftreten einer „großen“ Beule im Experiment (links) und in der FE-Simulation (rechts) am Beispiel $R = 1.500$ mm, $d = 670$ mm, $s = 1,0$ mm

Der Umformversuch war durch die Ausbildung einer großen Beule beendet, weil die Vakuumbdichtung nicht mehr gewährleistet war und somit ein Druckausgleich stattfand. Daher kamen große Beulen im Experiment nur einzeln vor. In der Umformsimulation konnten stattdessen weitere große Beulen auftreten, da die Druckbelastung bestehen blieb.

- „Kleine“ Beulen

Die Ausformung kleiner Beulen (Abbildung 5-12) findet ebenfalls im äußeren Bereich der Blechrunde statt, unterscheidet sich jedoch grundlegend von jener großer Beulen.

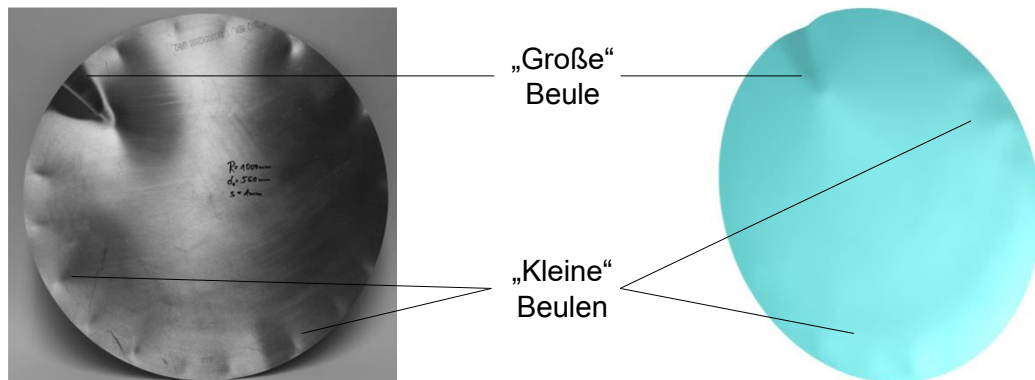


Abbildung 5-12 Beulversagen durch Auftreten von zunächst mehreren „kleinen“ Beulen und darauffolgend einer „großen“ Beule im Experiment (links) und in der FE-Simulation (rechts) am Beispiel $R = 1.000 \text{ mm}$, $d = 560 \text{ mm}$, $s = 1,0 \text{ mm}$

Das Blech weicht der Druckbeanspruchung in die entgegengesetzte Richtung aus als bei einer großen Beule, d.h. in Richtung der Formoberfläche. Entsprechend werden die kleinen Beulen in ihrer Ausprägung durch Auftreffen auf die Form gestoppt. Da der Blechrand von Beginn an auf der Form aufliegt und somit gegen die Ausbildung dieser Art von Beulen gelagert ist, liegt die Position kleiner Beulen innerhalb des Blechrandes. Des Weiteren bleiben die Vakuumbdichtung und damit auch die Vakuumdruckbelastung nach der Ausbildung kleiner Beulen bestehen, sodass sich mehrere kleine Beulen über den Umfang verteilt ausprägen können. Bei weiterer Vakuumdruckerhöhung neigen die Bleche zudem häufig zur Ausformung einer zusätzlichen großen Beule.

Die Entstehung kleiner Beulen konnte im Versuch akustisch durch ein „leises Knacken“ wahrgenommen werden, war jedoch aufgrund sehr geringer Beulamplituden nur schwierig mit bloßem Auge zu erkennen. Eine geeignete Beleuchtung auf die glänzende Metalloberfläche der Realbauteile ermöglichte jedoch eine gute visuelle Detektion der kleinen Beulen.

Aus sowohl den experimentellen als auch den numerischen Untersuchungen geht hervor, dass die Ausprägung kleiner Beulen tendenziell bei großen Formkrümmungen (d.h. kleine

Krümmungsradien) sowie bei hohen Blechdicken stärker auftritt. Große Beulen wurden hingegen vermehrt bei kleinen Formkrümmungen und geringen Blechdicken beobachtet. Dieses Verhalten kann dadurch begründet werden, dass kleine Beulen mit ihrer Ausformung in Richtung der Form nur dann entstehen können, falls noch keine flächige Anlage der Blechrande auf der Formoberfläche besteht (siehe dazu Abbildung 5-7 in Kapitel 5.1.4.1). Dazu neigen konsequenterweise Bleche hoher Steifigkeit ($\hat{=}$ hohe Wandstärke) und große Formkrümmungen.

Für alle untersuchten Geometrien (siehe Matrix in Abbildung 5-5 in Kapitel 5.1.3) ergaben sich beulkritische Vakuumdruckbelastungen unterhalb des versuchstechnisch maximal möglichen Drucks von $p < 0,95$ bar, wodurch der Vergleich von Experiment und FE-Simulation bezüglich des beulkritischen Rondendurchmessers in den folgenden Unterkapiteln ermöglicht wird.

5.1.4.3 Einfluss geometrischer Größen auf das Beulverhalten

Bereits in Kapitel 5.1.3 wurde die Vorgehensweise zur iterativen Bestimmung des beulkritischen Rondendurchmessers in Abhängigkeit von Blechdicke und Formkrümmung beschrieben.

Die Experimente wurden mit der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn bei Raumtemperatur und die FE-Simulationen mit der entsprechenden Werkstoffbeschreibung (siehe dazu Kapitel 4.2) durchgeführt. Die Ergebnisse der experimentell und numerisch ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser sind in Abbildung 5-13 grafisch dargestellt.

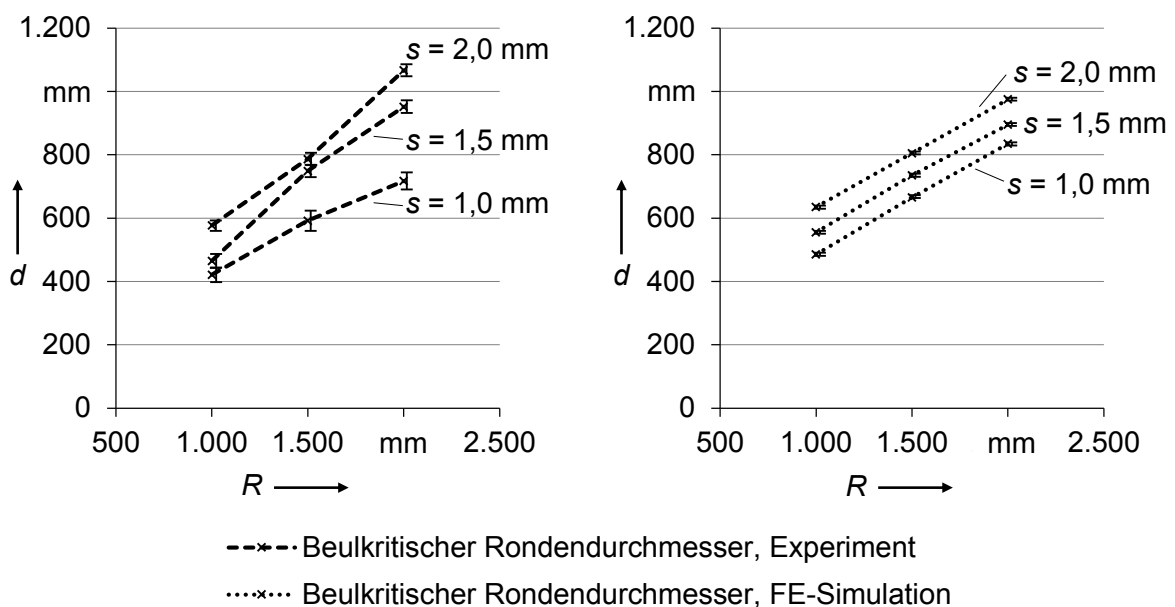


Abbildung 5-13 Vergleich der experimentellen und numerischen Ergebnisse zum iterativ ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser in Abhängigkeit vom Krümmungsradius der Form R und von der Blechdicke s für den Werkstoff AlMg4,5Mn (bei Raumtemperatur)

Der Vergleich von Versuchs- und Simulationsergebnissen in Abbildung 5-13 liefert eine gute Übereinstimmung in Bezug auf die qualitative Beeinflussung des beulkritischen Rondendurchmessers durch die Blechdicke und die Formkrümmung. Die konkreten Ergebnisse der jeweils iterativ bestimmten kritischen Rondendurchmesser weichen jedoch teilweise bis zu 15 % voneinander ab, insbesondere bei der geringen Blechdicke von $s = 1,0$ mm. Diese Abweichungen bzw. Schwankungen sind größtenteils auf die Beeinflussung des Beulversagens durch Imperfektionen im Experiment zurückzuführen, deren Sensitivität bei dünnen Blechen bekanntlich stärker ausgeprägt ist als bei dickeren Blechen (siehe dazu Kapitel 2.4.2.4). Beispiele solcher Imperfektionen sind fertigungsbedingte geometrische Abweichungen der Ausgangsbleche (Walzwelligkeiten, globale und lokale Dickenabweichungen) und der Form von den jeweils idealen Sollgeometrien.

Des Weiteren können aus den Diagrammen in Abbildung 5-13 die folgenden qualitativen Zusammenhänge abgeleitet und durch entsprechende Kausalitäten begründet werden:

- *Je größer der Rondendurchmesser ist (bei konstanter Blechdicke und Formkrümmung), desto größer ist die Beulgefahr.* Dieses Verhalten ist dadurch zu erklären, dass zunächst allgemein größere Blechabmessungen bzw. größere freie Beulwellenlängen die kritische Beulspannung herabsetzen (siehe Kapitel 2.4.2.2) und des Weiteren die beulverursachende tangentielle Druckspannung bei größeren Rondendurchmessern ansteigt (siehe Kapitel 5.1.5.2).
- *Je größer die Blechdicke ist, desto größer ist der beulkritische Rondendurchmesser.* Eine Beule entspricht einer Biegedeformation, welcher die Biegesteifigkeit entgegenwirkt. Die Biege- bzw. Plattensteifigkeit einer dünnwandigen Struktur (Gleichung 2.4 in Kapitel 2.4.2.2) wird erheblich durch die Dicke positiv beeinflusst.
- *Je größer die Formkrümmung ist (d.h. je kleiner der Krümmungsradius), desto kleiner ist der beulkritische Rondendurchmesser.* Stärkere Formkrümmungen bewirken höhere tangentielle Druckspannungen, wodurch sich die Beulkritikalität erhöht.

Eine quantitative Beschreibung zur Beeinflussung des kritischen Rondendurchmessers durch die Faktoren Blechdicke und Krümmungsradius erfolgt mit Hilfe analytischer Betrachtungen in Kapitel 5.1.5.3.

5.1.4.4 Einfluss der Werkstoffsteifigkeit auf das Beulverhalten

Das Beulverhalten dünnwandiger Strukturen wird nach Gleichung 2.9 in Kapitel 2.4.2.3 einerseits erheblich durch geometrische Abmessungen beeinflusst (siehe voriges Kapitel 5.1.4.3) und hängt andererseits maßgeblich von der Werkstoffsteifigkeit ab. Zur Untersuchung von deren Einfluss auf den beulkritischen Rondendurchmesser wurden Umformsimulationen durchgeführt, bei denen die beiden geometrischen Parameter Blechdicke

($s = 1,5 \text{ mm}$) und Krümmungsradius der Form ($R = 1.500 \text{ mm}$) konstant blieben und nur ausgewählte Werkstoffdaten variierten.

Zunächst erfolgte die Bestimmung des beulkritischen Rondendurchmessers in Abhängigkeit vom Elastizitätsmodul E , wobei ein linear-elastisches und isotropes Werkstoffverhalten definiert wurde. Die dabei erzeugten Ergebnisse (Abbildung 5-14, links) zeigen deutlich, dass der Elastizitätsmodul keinen Einfluss auf den beulkritischen Rondendurchmesser ausübt. Die Ursache hierfür liegt darin, dass sowohl die vorhandene tangentielle Druckspannung (Gleichung 5.11 in Kapitel 5.1.5.2) als auch die kritische Beulspannung (Gleichung 2.5 in Kapitel 2.4.2.2) mit steigendem Elastizitätsmodul linear ansteigen. Das heißt, die beulverursachende tangentielle Druckspannung und die beulverhindernde Biegesteifigkeit werden mit wachsendem Elastizitätsmodul gleichermaßen größer.

Des Weiteren erfolgten FE-Simulationen zur Bestimmung des beulkritischen Rondendurchmessers mit der elastisch-plastischen, anisotropen Werkstoffdefinition von AlMgSc bei unterschiedlichen Temperaturen ($\vartheta = 150 \text{ °C}$, 210 °C , 250 °C , 285 °C und 325 °C , siehe auch Kapitel 4.2), wobei zeitabhängiges Kriechverhalten nicht berücksichtigt wurde. Die daraus hervorgehenden Ergebnisse (Abbildung 5-14, rechts) weisen auf einen negativen Einfluss der erhöhten Umformtemperatur auf den kritischen und damit größten beulfrei umformbaren Rondendurchmesser hin. Dieses Verhalten ist insbesondere dadurch zu begründen, dass die Fließgrenze, die mit steigender Temperatur erheblich sinkt (siehe Abbildung 4-2 in Kapitel 4.1.1), zuerst am beulgefährdeten Blechrand überschritten wird. Die damit einhergehende, im äußeren Blechbereich stattfindende lokale Reduzierung der Werkstoffsteifigkeit (repräsentiert durch den wirksamen Modul E_w , siehe Kapitel 2.4.2.3) bewirkt eine höhere Beulkritikalität als bei linear-elastischem Werkstoffverhalten.

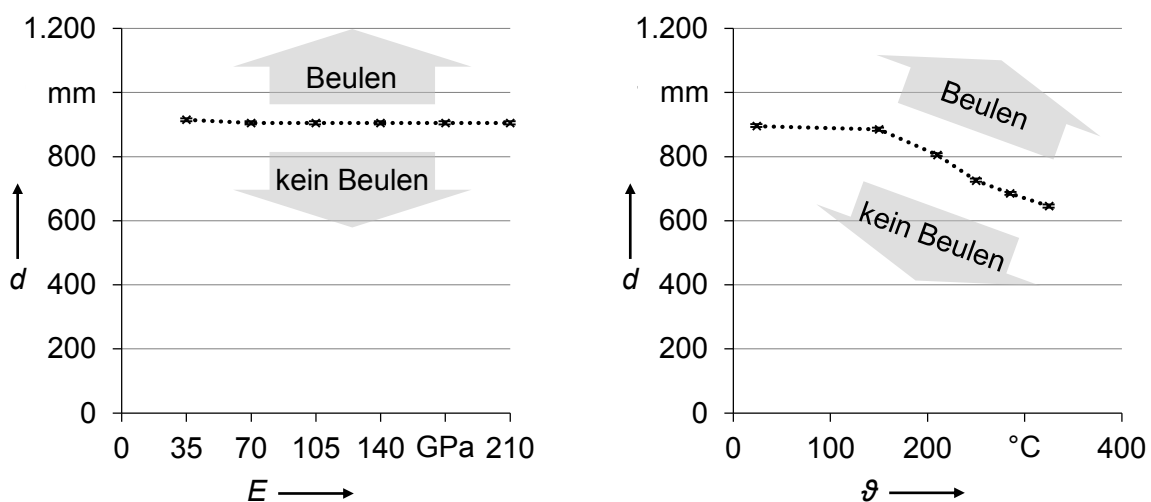


Abbildung 5-14 Simulationsergebnisse zum iterativ ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser mit $R = 1.500 \text{ mm}$ und $s = 1,5 \text{ mm}$ bei unterschiedlicher Werkstoffdefinition: Linear-elastisches, isotropes Werkstoffverhalten (links), elastisch-plastisches, anisotropes Werkstoffverhalten bei unterschiedlichen Temperaturen von AlMgSc (rechts)

5.1.5 Analytische Betrachtungen

Im vorigen Kapitel 5.1.4 sind die aus experimentellen und numerischen Untersuchungen erhaltenen Ergebnisse zum Ausformungs- und Beulverhalten beim niederhalterlosen Umformen dünnwandiger und sphärischer Bleche dargestellt worden. Um diese Ergebnisse begründen bzw. deren Ursachen verstehen zu können, dienen die folgenden analytischen Betrachtungen zum Ausformungs- und Spannungszustand sowie zum Beulversagen während des Umformvorgangs.

Aufgrund sowohl der geringen Dicke der untersuchten Blechstrukturen als auch der vorrangig in Blechebene wirkenden Spannungen werden im Folgenden ausschließlich Membranspannungen berücksichtigt (d.h. Biegekräfte bzw. daraus resultierende Biegespannungen werden vernachlässigt). Des Weiteren dient zunächst die Annahme eines elastischen und isotropen Werkstoffverhaltens zur Vereinfachung der folgenden Herleitungen.

Der Verifizierung der folgenden analytischen Herleitungen dienen Ergebnisse aus der FE-Simulation. Der Grund hierfür ist, dass zum einen die Simulationsergebnisse mit den Versuchsergebnissen sehr gut korrelieren und zum anderen eine Vielzahl an Größen aus den Simulationsergebnissen ausgewertet werden können, die im Experiment nicht direkt messbar sind (bspw. hinsichtlich des Spannungszustands).

5.1.5.1 Ausformungsverhalten

Die in der Form positionierte kreisrunde Ausgangsrunde mit dem Durchmesser d_0 , wie sie in der Radialschnittdarstellung in Abbildung 5-15, links dargestellt ist, wird bei genügend großem Umformdruck sphärisch ausgeformt (sofern kein Beulversagen auftritt). Dabei erfolgt ein radialer Blecheinzug, da kein Niederhalter zur Anwendung kommt bzw. keine radiale Rückhaltekraft am Blechrand wirkt. Somit wird der Durchmesser des umgeformten Kugelschalensegments d_1 (Abbildung 5-15, rechts) stets kleiner als d_0 , sodass aufgrund der einhergehenden Umfangsstauchung ($\pi \cdot d_1 < \pi \cdot d_0$) tangentiale Druckspannungen σ_φ im Randbereich resultieren. Diese tangentialen Druckspannungen bewirken einen Widerstand gegen die Ausformung, wodurch radiale Zugspannungen σ_r erzeugt werden. Das heißt wiederum, die Blechrunde wird in radialer Richtung gestreckt bzw. die Bogenlänge b_1 ist stets größer als der Ausgangsrondendurchmesser d_0 , jedoch kleiner als die Bogenlänge b_0 .

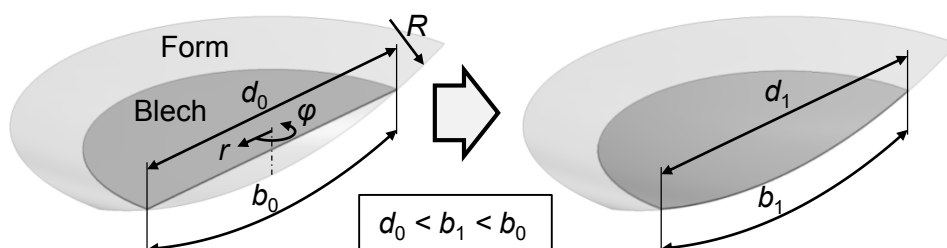


Abbildung 5-15 Skizze zum niederhalterlosen Umformen sphärischer Blechgeometrien mit relevanten Abmessungen zur Beschreibung des Ausformungsverhaltens (Radialschnittdarstellung)

Es wird im Folgenden der Ansatz gewählt, dass die radialen Zugspannungen ausschließlich als Reaktion auf die tangentialen Druckspannungen hervorgerufen werden (bei Vernachlässigung von Biegung sowie von Reibung zwischen Form und Blech) und dass sich somit die integralen Mittelwerte der Stauchung in tangentialer Richtung und der Streckung in radialer Richtung gegenseitig aufheben. Das bedeutet, die Flächendehnung ist gleich Null bzw. die Oberflächen der kreisrunden Ausgangsrunde A_0 und des ausgeformten, sphärischen Kugelschalensegments A_1 entsprechen einander, Gleichung 5.3.

$$A_0 = A_1 \rightarrow d_1 = d_0 \cdot \sqrt{1 - \frac{d_0^2}{16 \cdot R^2}} = d_0 \cdot \sqrt{\xi} \quad 5.3$$

$$\text{mit } \xi = 1 - \frac{d_0^2}{16 \cdot R^2} \quad 5.4$$

Zur Herleitung von Gleichung 5.3 sei auf einschlägige Tafelwerke (z.B. [Pae96, S.34]) verwiesen.

Aus Gleichung 5.3 geht hervor, dass der Enddurchmesser d_1 ausschließlich vom Ausgangsdurchmesser d_0 und vom Krümmungsradius der Form R abhängig ist. Im Umkehrschluss folgt daraus, dass die Blechdicke s und der Elastizitätsmodul E unter den gewählten Annahmen keinen Einfluss auf die ausgeformte Geometrie ausüben.

Die Verifizierung dieses analytischen Modellansatzes bzw. der Annahme, dass die Blechoberfläche konstant bleibt, erfolgte durch FE-Simulationen. Dabei wurde deutlich, dass die numerischen Ergebnisse und die analytisch berechneten Werte mit sehr hoher Genauigkeit übereinstimmen, wie anhand des Vergleichs der Ergebniswerte für den Durchmesser d_1 in Tabelle 5-1 (4. und 5. Spalte) an drei ausgewählten, beulunterkritischen Geometrien gezeigt ist.

Tabelle 5-1 Vergleich von analytisch und numerisch berechnetem Durchmesser d_1 des ausgeformten sphärischen Kugelschalensegments für drei beispielhafte Abmessungen

R , mm	s , mm	d_0 , mm	d_1 , mm analytisch	d_1 , mm FEM, elast.	d_1 , mm FEM, elast.-plast.
1.000	2,0	630	622,1	622,1	622,0
1.500	1,5	730	724,6	724,6	724,5
2.000	1,0	830	825,5	825,5	825,3

Bei Definition eines elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens wird (bei genügend großer Beanspruchung) die Fließgrenze zuerst im Randbereich überschritten (siehe analytische Betrachtungen zum Spannungszustand, Kapitel 5.1.5.2). Dadurch sinkt der Widerstand gegen die weitere Deformation, da die Steifigkeit bzw. der wirksame Modul (siehe Kapitel 2.4.2.3) stets geringer ist als im rein elastischen Zustand. Das heißt wiederum, dass der

Widerstand gegen die radiale Ausformung ebenfalls geringer ist, wodurch geringere Zugspannungen und -dehnungen in radialer Richtung resultieren. Folglich ist der Enddurchmesser d_1 bei elastisch-plastischer Deformation stets kleiner als bei rein elastischer Deformation. Die Simulationsergebnisse (Tabelle 5-1, 6. Spalte) bestätigen diese These, wobei die Abweichungen zu den analytischen Rechenergebnissen (mit Annahme eines rein elastischen Werkstoffverhaltens) nur geringfügig bzw. vernachlässigbar klein sind.

5.1.5.2 Spannungszustand

In Abbildung 5-16 ist der qualitative Spannungszustand eines niederhalterlos und komplett sphärisch ausgeformten Kugelschalensegments (unter Drucklast) gezeigt. Darin sind zwei Blechbereiche markiert, die sich in der Art der Beanspruchungen unterscheiden: Während der Tiefziehbereich durch einen Zug-Druck-Spannungszustand gekennzeichnet ist, wirken im Streckziehbereich ausschließlich Zugspannungen. Die Grenze zwischen den beiden Bereichen wird fortan als Tangentialspannungsnulllinie (TSNL) bezeichnet.

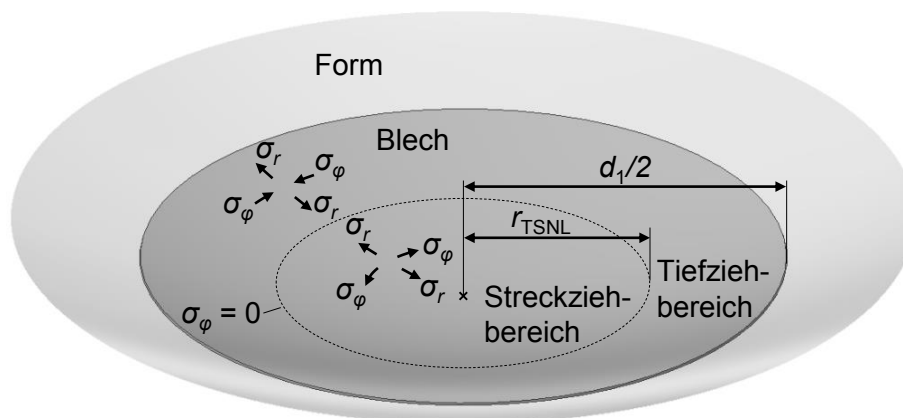


Abbildung 5-16 Schematische Darstellung der Hauptspannungen in radialer Richtung σ_r und in tangentialer Richtung σ_ϕ beim niederhalterlosen pneumatischen Tiefziehen (im druckbeaufschlagten Zustand)

Um den Verlauf der beiden Hauptspannungen (Radialspannung und Tangentialspannung, ebener Spannungszustand vorausgesetzt) als Funktion der radialen Wegkoordinate r ausgehend von der Blechmitte zu beschreiben, dient jeweils eine quadratische Ansatzfunktion, Gleichungen 5.5 und 5.6.

$$\sigma_r(r) = a \cdot r^2 + b \cdot r + c \quad 5.5$$

$$\sigma_\phi(r) = e \cdot r^2 + f \cdot r + g \quad 5.6$$

Die Wahl eines quadratischen Ansatzes liegt darin begründet, dass beide Spannungskomponenten einen Extrempunkt besitzen (Spannungsmaximum in Blechmitte bzw. bei $r = 0$), wodurch ein linearer Ansatz nicht umsetzbar ist.

Zur Bestimmung der Koeffizienten a , b und c sowie e , f und g in den Gleichungen 5.5 und 5.6 sind sechs Randbedingungen notwendig, die mit Hilfe der Abbildung 5-17 aufgestellt werden können.

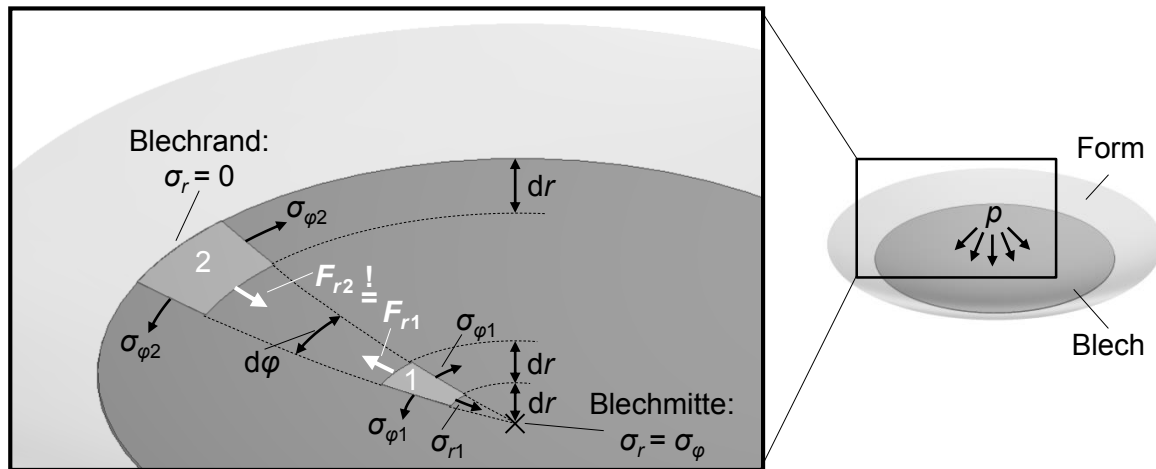


Abbildung 5-17 Wirkende Radial- und Tangentialspannungen sowie radiales Kräftegleichgewicht zwischen den beiden Volumenelementen 1 und 2 beim niederhalterlosen Umformen sphärischer Blechbauteile (im druckbeaufschlagten Zustand)

Die 6 Randbedingungen werden wie folgt formuliert:

- Randbedingung 1: Radialspannung nimmt in Blechmitte Maximalwert an

$$\sigma_r(r = 0) = \text{Maximalwert} \rightarrow b = 0 \quad 5.7$$

- Randbedingung 2: Tangentialspannung nimmt in Blechmitte Maximalwert an

$$\sigma_\varphi(r = 0) = \text{Maximalwert} \rightarrow f = 0 \quad 5.8$$

- Randbedingung 3: Rotationssymmetrie

$$\sigma_r(r = 0) = \sigma_\varphi(r = 0) \rightarrow c = g \quad 5.9$$

- Randbedingung 4: Keine radiale Rückhaltekraft am Blechrand

$$\sigma_r(r = d_1 / 2) = 0 \quad 5.10$$

- Randbedingung 5: Bekannte tangentielle Stauchung des Blechrandes

$$\sigma_\varphi(r = d_1 / 2) = E \cdot \varepsilon_\varphi(r = d_1 / 2) = E \cdot \frac{d_1 - d_0}{d_0} = E \cdot (\sqrt{\xi} - 1) \quad 5.11$$

- Randbedingung 6: Radiales Kräftegleichgewicht zwischen den Volumenelementen 1 und 2 mit den folgenden beiden Annahmen

- kleine Abstände dr , wodurch gilt: $\sigma_{\varphi 2} \approx \sigma_\varphi(r = d_1 / 2)$ und $\sigma_{\varphi 1} \approx \sigma_{r1} \approx \sigma_{\varphi,r}(r = 0)$
- kleine Winkel $d\varphi$, wodurch gilt: $\sin(d\varphi / 2) \approx d\varphi / 2$

$$F_{r1} = F_{r2} \rightarrow \sigma_{r,\varphi}(r=0) = -\frac{1}{2} \cdot \sigma_{\varphi}(r = d_1 / 2) \quad 5.12$$

(weitere Hinweise zur Herleitung des radialen Kräftegleichgewichts beim Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile siehe [Bir13])

Werden die mittels der aufgeführten Randbedingungen bestimmten Koeffizienten in die quadratischen Ansatzfunktionen eingesetzt, so resultieren die beiden Gleichungen 5.13 und 5.16.

$$\sigma_r(r) = E \cdot (\sqrt{\xi} - 1) \cdot \left(\frac{2 \cdot r^2}{d_0^2 \cdot \xi} - \frac{1}{2} \right) \quad 5.13$$

$$\sigma_{\varphi}(r) = E \cdot (\sqrt{\xi} - 1) \cdot \left(\frac{6 \cdot r^2}{d_0^2 \cdot \xi} - \frac{1}{2} \right) \quad 5.14$$

Um die radiale Koordinate der Tangentialspannungsnulllinie zu berechnen, welche den Tiefziehbereich vom Streckziehbereich in der vollständig ausgeformten Blechrunde trennt (siehe Abbildung 5-16), wird Gleichung 5.14 gleich Null gesetzt, wodurch sich Gleichung 5.15 ergibt.

$$r_{\text{TSNL}} = r(\sigma_{\varphi} = 0) = d_0 \cdot \sqrt{\frac{1}{12} \cdot \xi} \quad 5.15$$

Der Betrag der radialen Spannung an der Tangentialspannungsnulllinie (Gleichung 5.15 eingesetzt in Gleichung 5.13) entspricht genau minus 1/3 des Betrags der Tangentialspannung am Blechrand, Gleichung 5.16.

$$\sigma_r(r = r_{\text{TSNL}}) = -\frac{1}{3} \cdot \sigma_{\varphi}(r = d_1 / 2) \quad 5.16$$

Aus Gleichung 5.16 geht hervor, dass das Spannungsverhältnis von radialer Zugspannung an der Tangentialspannungsnulllinie zur tangentialen Druckspannung am äußeren Rand unabhängig von geometrischen Größen und Elastizitätsmodul stets gleich ist.

Des Weiteren sind die Hauptspannungen in radialer Richtung (1. Hauptspannung $\sigma_1 \triangleq \sigma_r$) und in tangentialer Richtung (2. Hauptspannung $\sigma_2 \triangleq \sigma_{\varphi}$) orientiert. Demzufolge kann eine Vergleichsspannung, bspw. nach der Gestaltänderungsenergiehypothese (v. MISES), entsprechend Gleichung 5.17 berechnet werden [Fis13].

$$\sigma_v(r) = \sqrt{\sigma_r(r)^2 + \sigma_{\varphi}(r)^2 - \sigma_r(r) \cdot \sigma_{\varphi}(r)} \quad 5.17$$

Am Beispiel einer gewählten beulunterkritischen Ronden- und Formgeometrie ($d = 830$ mm, $s = 1,0$ mm, $R = 2.000$ mm) sind die radialen Spannungsverläufe $\sigma_r(r)$, $\sigma_{\varphi}(r)$ und $\sigma_v(r)$ aus analytischer Berechnung (Gleichungen 5.13, 5.14 und 5.17) und FE-Simulation in Abbildung 5-18 dargestellt, woraus eine sehr gute Übereinstimmung beider Lösungsmethoden hervorgeht.

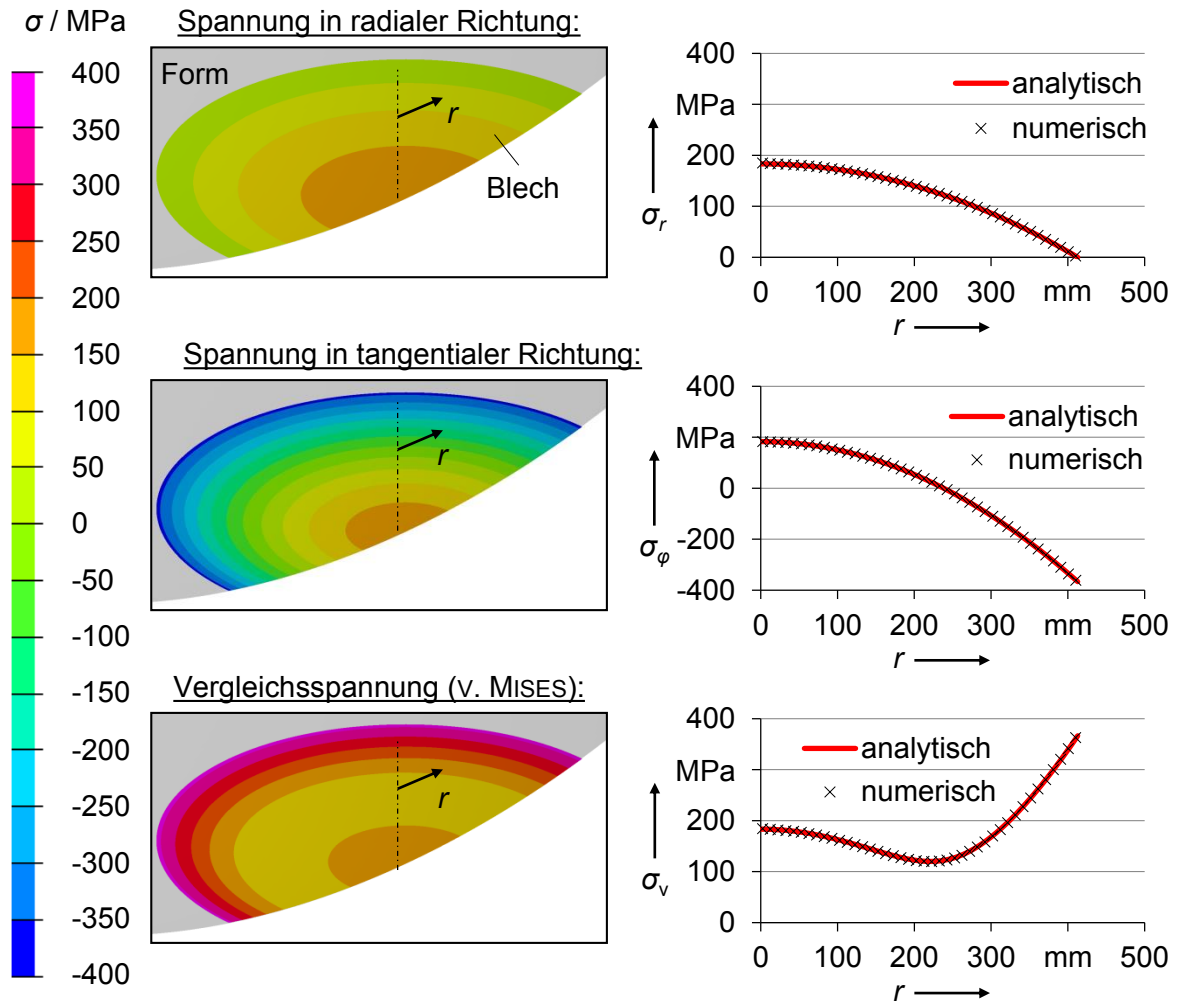


Abbildung 5-18 Vergleich der analytisch und numerisch berechneten Spannungsverläufe beim niederhalterlosen Umformen sphärischer Blechbauteile im vollständig ausgeformten Zustand am Beispiel $R = 2.000$ mm, $d = 830$ mm, $s = 1,0$ mm (Radialschnittdarstellung)

Die hergeleiteten Gleichungen sind nur für rein elastisches und isotropes Werkstoffverhalten gültig. Liegen Vergleichsspannungswerte (Abbildung 5-18, unten) oberhalb der Fließgrenze, kommt es zu plastischen Dehnungen und damit zu lokal unterschiedlichen Werkstoffsteifigkeiten im Blech (wirksamer Modul $E_w \neq$ Elastizitätsmodul E , siehe dazu Kapitel 2.4.2.3). Daraus resultieren quantitativ veränderte Spannungsverläufe im Vergleich zu Abbildung 5-18, die qualitativen Zusammenhänge bleiben jedoch erhalten. So lässt sich beispielsweise ableiten, dass die größte Vergleichsspannung am Blechrand wirkt, wodurch eine plastische Deformation stets an ebengleicher Stelle zuerst auftritt.

5.1.5.3 Beulverhalten

In Kapitel 5.1.4.3 und 5.1.4.4 sind die experimentellen und numerischen Ergebnisse zum beulkritischen Rondendurchmesser in Abhängigkeit von Geometrie (Formkrümmung, Blechdicke) und Werkstoffverhalten (Elastizitätsmodul usw.) dargestellt. Mit Hilfe des in diesem

Kapitel auf Basis analytischer Zusammenhänge hergeleiteten Modells soll der beulkritische Rondendurchmesser in Abhängigkeit dieser Einflussgrößen berechnet werden.

Als Ansatz dient hierfür zunächst die vereinfachende Betrachtung des beulgefährdeten Tiefziehbereichs (doppelt gekrümmter Kreisring in der vollständig ausgeformten Blechrunde) in Form eines langen, druckbeanspruchten und einseitig gelenkig gelagerten Blechstreifens, Abbildung 5-19.

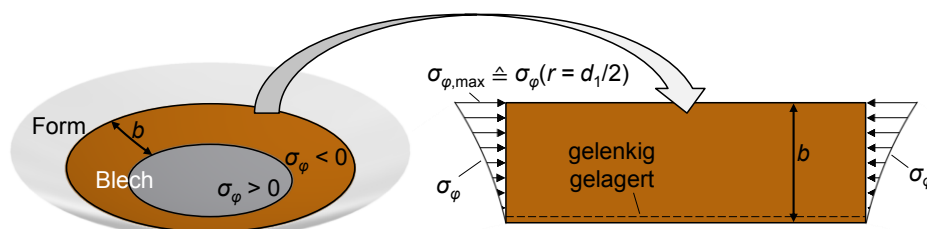


Abbildung 5-19 Vereinfachende Betrachtung des beulgefährdeten Tiefziehbereichs in der vollständig ausgeformten Blechrunde als druckbeanspruchter und einseitig gelenkig gelagerter Blechstreifen

Die Breite b dieses Blechstreifens ergibt sich aus der Bogenlänge zwischen dem Blechrand und der Tangentialspannungsnulllinie, Gleichung 5.18.

$$b = R \cdot \left[\sin^{-1} \left(\frac{d_1}{2 \cdot R} \right) - \sin^{-1} \left(\frac{r_{\text{TSNL}}}{R} \right) \right] \quad 5.18$$

Wird nun die Formel zur Berechnung der (elastischen) kritischen Beulspannung $\sigma_{\text{krit,el}}$ eines solchen Blechstreifens aus Kapitel 2.4.2.2, Gleichung 2.5, herangezogen, so bleibt der Beulwert k die einzige unbekannte Größe. Dieser Wert kann mit Hilfe ausgewählter numerischer Ergebnisse „rückwärts“ ermittelt werden, indem für einen bekannten (durch FE-Simulationen iterativ ermittelten) kritischen Beuldurchmesser die kritische Beulspannung durch die eulersche Beulspannung geteilt wird, Gleichung 5.19.

$$k = \frac{\sigma_{\text{krit,el}}}{\sigma_{\text{eul}}} \quad 5.19$$

Als kritische Beulspannung dient hierbei jene tangential Druckspannung, welche für die betreffende Geometrie bei vollständiger Ausformung am Blechrand wirkt ($|\sigma_{\varphi, \max}|$) und durch Gleichung 5.11 (Kapitel 5.1.5.2) berechnet werden kann. Zwar ist die Druckspannung σ_φ nicht gleichmäßig über den Blechstreifen verteilt (siehe Abbildung 5-19, rechts), entspricht aber gemittelt zwischen der Tangentialspannungsnulllinie und dem Blechrand der maximalen tangentialen Druckspannung $\sigma_{\varphi, \max}$ multipliziert mit einem konstanten Proportionalitätsfaktor, der wiederum mit dem Beulwert k verrechnet werden kann, Gleichung 5.20.

$$\sigma_{\varphi, \text{gemittelt}} = \frac{\int_{r_{\text{TSNL}}}^{d_1/2} \sigma_{\varphi}(r) \cdot dr}{\frac{d_1}{2} - r_{\text{TSNL}}} = \frac{\sigma_{\varphi, \text{max}}}{3 \cdot \sqrt{3} - 3} \quad 5.20$$

Zur Berechnung des Beulwerts k (Gleichung 5.21) wurde der durch FE-Simulationen iterativ ermittelte kritische Beuldurchmesser von $d_{\text{krit}} = 905$ mm verwendet (elastisch und isotropes Werkstoffverhalten, Krümmungsradius $R = 1.500$ mm, Blechdicke $s = 1,5$ mm, siehe Abbildung 5-14).

$$k = \left| \frac{\sigma_{\varphi, \text{max}}}{\sigma_{\text{eul}}} \right| = \left| \frac{(\sqrt{\xi} - 1) \cdot 12 \cdot (1 - \nu_{\text{el}}^2) \cdot b^2}{\pi^2 \cdot s^2} \right| \approx 213 \quad 5.21$$

Der in Gleichung 5.21 ermittelte, dimensionslose Beulwert $k = 213$ wurde für die in dieser Arbeit durchgeführten Beulberechnungen als konstant angenommen.

Durch die Bestimmung des Verhältnisses von wirkender tangentialer Druckspannung zu kritischer Beulspannung für gewählte Geometrien (Krümmungsradius R , Rondendurchmesser d_0 und Blechdicke s) kann je nach Ergebnis die Beulkritikalität abgeschätzt werden ($<1 \triangleq$ beulunterkritisch, $=1 \triangleq$ beulkritisch, $>1 \triangleq$ beulüberkritisch), Gleichung 5.22.

$$\left| \frac{\sigma_{\varphi, \text{max}}}{\sigma_{\text{krit, el}}} \right| = \left| \frac{(\sqrt{\xi} - 1) \cdot 12 \cdot (1 - \nu_{\text{el}}^2) \cdot b^2}{k \cdot \pi^2 \cdot s^2} \right| \begin{matrix} \geq 1 \\ < 1 \end{matrix} \quad 5.22$$

Aus Gleichung 5.22 geht hervor, dass die Beulkritikalität beim niederhalterlosen Umformen sphärischer Bleche unabhängig vom Elastizitätsmodul ist. Dieser Zusammenhang bestätigt die Simulationsergebnisse in Kapitel 5.1.4.4 (Abbildung 5-14, links).

In Abbildung 5-20 sind die anhand Gleichung 5.22 analytisch ermittelten Ergebnisse des beulkritischen Rondendurchmessers in Abhängigkeit vom Krümmungsradius der Form R für 5 gewählte Blechdicken ($s = 0,5 \dots 1,0 \dots 1,5 \dots 2,0 \dots 2,5$ mm) bei Annahme eines rein elastischen Werkstoffverhaltens gezeigt. Zur Verifizierung der analytischen Lösung dienen die Simulationsergebnisse zum iterativ ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser, wobei pro Blechdicke jeweils 5 Krümmungsradien ($R = 500 \dots 1.000 \dots 1.500 \dots 2.000 \dots 2.500$ mm) untersucht wurden ($\Sigma = 25$ numerisch ermittelte beulkritische Rondendurchmesser).

Die Gegenüberstellung der analytischen Ergebnisse mit den Simulationsergebnissen in Abbildung 5-20 zeigt, dass das hergeleitete Modell (Gleichung 5.22) eine sehr gute Lösung liefert, sofern sich der Werkstoff ausschließlich elastisch deformiert.

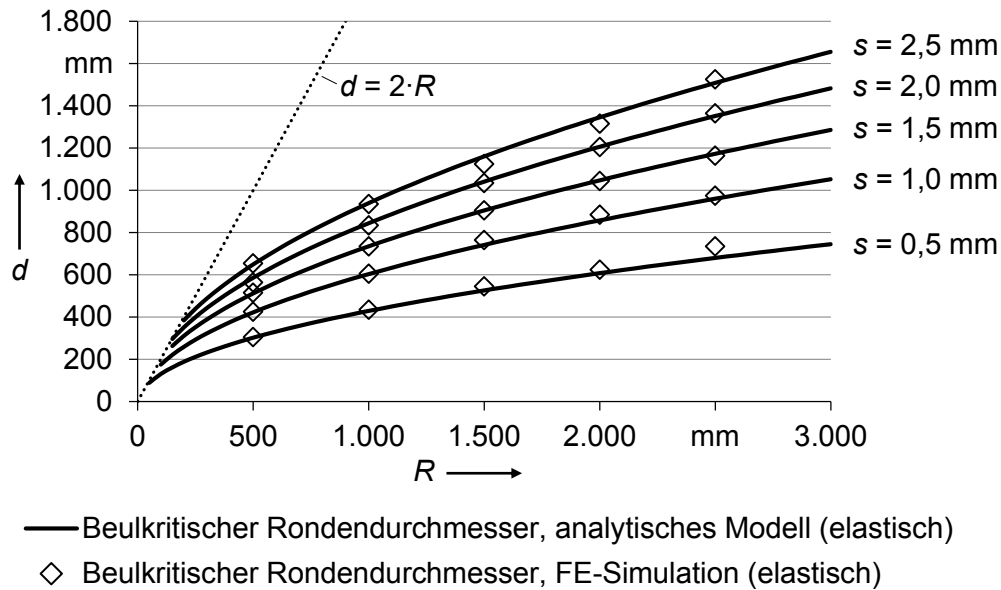


Abbildung 5-20 Vergleich der Ergebnisse zum beulkritischen Rondendurchmesser aus analytischer Berechnung (Gleichung 5.22) und FE-Simulation in Abhängigkeit vom Krümmungsradius für 5 ausgewählte Blechdicken bei Annahme eines rein elastischen Werkstoffverhaltens

Oftmals weisen die Blechronden jedoch plastische Deformationen auf, bevor ein Beulversagen eintritt. Der beulkritische Durchmesser ist dann stets kleiner als bei rein elastischem Werkstoffverhalten (siehe dazu Kapitel 5.1.4.4). Für Beanspruchungen oberhalb der Fließgrenze berechnet sich die (plastische) kritische Beulspannung nach Gleichung 2.9 (Kapitel 2.4.2.3), wobei für die in dieser Arbeit betrachteten Beulfälle der wirksame Modul E_w dem Sekantenmodul E_s entspricht, wie es in [Ger57] für lange, einseitig gelenkig gelagerte Platten empfohlen wird. Die Berechnung der wirksamen Poissonzahl ν_w ist Gleichung 2.8 (Kapitel 2.4.2.3) zu entnehmen. Wird die elastische kritische Beulspannung in Gleichung 5.22 durch die plastische kritische Beulspannung ersetzt, so führt das zu Gleichung 5.23.

$$\left| \frac{\sigma_{\varphi, \max}}{\sigma_{\text{krit, pl}}} \right| = \left| \frac{E \cdot (\sqrt{\xi} - 1) \cdot 12 \cdot (1 - \nu_w^2) \cdot b^2}{k \cdot E_s \cdot \pi^2 \cdot s^2} \right| \begin{matrix} \geq 1 \\ < 1 \end{matrix} \quad 5.23$$

Bei Gleichung 5.23 wird zudem unterstellt, dass sich die Endausformung (d_1) und die Spannungsverteilung (r_{TSNL}) sowie der Beulwert k wie im rein elastischen Zustand verhalten bzw. dass Abweichungen davon vernachlässigbar klein sind.

Der Sekantenmodul E_s wird entsprechend Gleichung 2.7 (Kapitel 2.4.2.3) aus dem Quotienten von Spannung und Dehnung im uniaxialen Spannungszustand berechnet. Als Dehnungswert dient dafür die tangentielle Stauchung am Blechrand ε_φ bei vollständiger Ausformung, weil dort Plastifizierungen während der Umformung zuerst auftreten und nur an dieser Stelle ein uniaxialer Spannungszustand herrscht ($\sigma_r = 0$). Der Spannungswert ergibt sich aus der Fließkurvenbeschreibung, bspw. nach dem Hockett-Sherby-Ansatz (Gleichung 4.12, Kapitel 4.2.1), sofern die Beanspruchung oberhalb der Fließgrenze liegt.

In Abbildung 5-21 sind die beulkritischen Rondendurchmesser in Abhängigkeit vom Krümmungsradius der Form R für den Werkstoff AlMg4,5Mn (bei Raumtemperatur) sowie für 3 gewählte Blechdicken ($s = 1,0 \dots 1,5 \dots 2,0$ mm) gezeigt, wobei die Ergebnisse aus analytischer Berechnung (elastisches Werkstoffverhalten: Gleichung 5.22; elastisch-plastisches Werkstoffverhalten: Gleichung 5.23) und FE-Simulation gegenübergestellt werden.

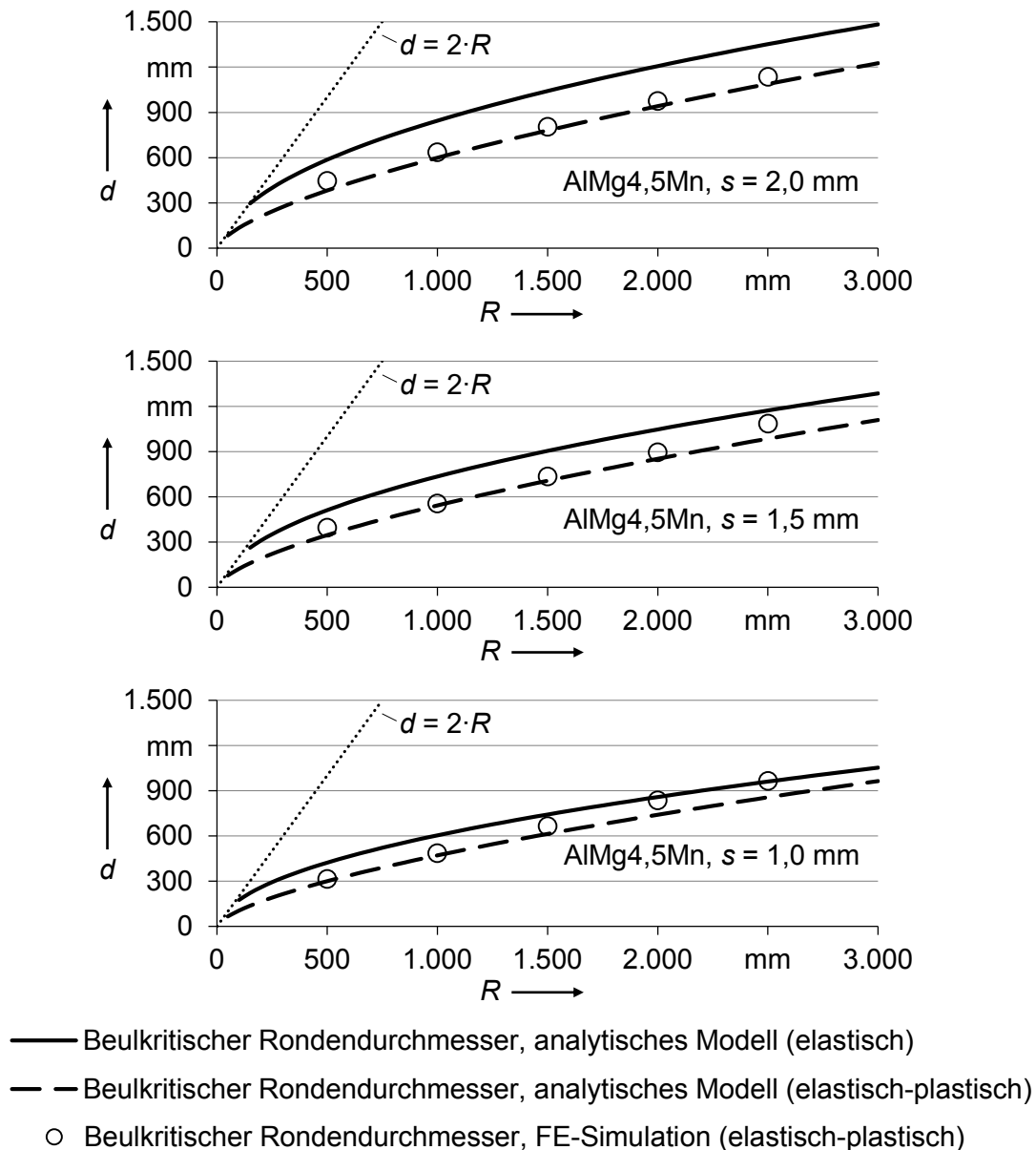


Abbildung 5-21 Vergleich der Ergebnisse zum beulkritischen Rondendurchmesser aus analytischer Berechnung (Gleichungen 5.22 und 5.23) und FE-Simulation in Abhängigkeit vom Krümmungsradius für den Werkstoff AlMg4,5Mn bei Raumtemperatur

Aus Abbildung 5-21 geht grundsätzlich eine gute Übereinstimmung der analytischen Berechnungsergebnisse des beulkritischen Rondendurchmessers bei Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens mit den Ergebnissen der numerisch ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser hervor. Des Weiteren ist ersichtlich, dass die mittels FE-Simulation ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser bei geringer Blechdicke

($s = 1,0 \text{ mm}$) und hohem Krümmungsradius ($R = 1.500 \dots 2.000 \text{ mm}$) tendenziell näher an der analytischen Lösung unter Annahme eines elastischen Werkstoffverhaltens liegen (elastisches Beulen) als an der analytischen, mit Berücksichtigung des elastischen-plastischen Werkstoffverhaltens hergeleiteten Lösung (plastisches Beulen). Der Grund hierfür ist, dass ein Beulversagen stets vor der kompletten Ausformung stattfindet und sich (bei diesen Fällen) die Blechrunde im Moment des Ausbeulens entweder noch im rein elastisch beanspruchten Zustand befindet oder der plastisch beanspruchte Bereich sehr klein ist. Das heißt, dass die kritische Beulspannung relativ gering ist und/oder die Fließgrenze relativ hoch ist. Ersteres trifft im unteren Diagramm von Abbildung 5-21 zu.

Der zweite Einfluss einer relativ hohen Fließgrenze auf elastisches oder plastisches Beulen ist in Abbildung 5-22 zu erkennen. Darin werden die in Kapitel 5.1.4.4 bereits ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser für die AlMgSc-Legierung bei unterschiedlichen Temperaturen (ohne Berücksichtigung von Kriechen bzw. Relaxation) den analytischen Lösungsvarianten (elastisch und elastisch-plastisch) gegenübergestellt. Während die Ronden bei geringer Temperatur (und relativ hoher Fließgrenze) tendenziell unter elastischer Beanspruchung ausbeulen, versagen die Ronden bei höherer Temperatur durch plastisches Beulen.

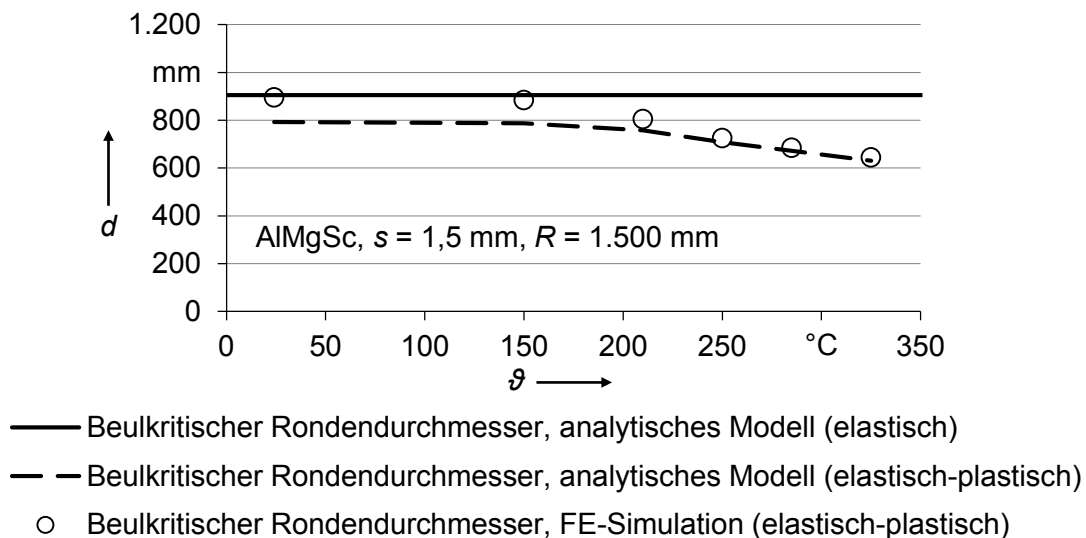


Abbildung 5-22 Vergleich der Ergebnisse zum beulkritischen Rondendurchmesser aus analytischer Berechnung (Gleichungen 5.22 und 5.23) und FE-Simulation für AlMgSc bei unterschiedlichen Temperaturen

Allgemein kann aus den Vergleichen von analytischen und numerischen Ergebnissen zum beulkritischen Rondendurchmesser geschlossen werden, dass die durch FE-Simulationen iterativ ermittelten beulkritischen Rondendurchmesser stets oberhalb der analytischen Ergebniswerte mit Berücksichtigung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens liegen. Daher ist dieses Modell (Gleichung 5.23) zur konservativen Abschätzung der Beulkritikalität bzw. zur Klärung der Frage, ob die beulfreie Umformung einer bestimmten sphärischen und dünnwandigen Geometrie (R , d_0 , s) mit dem gewünschten Werkstoff (E , v_{el} , Fließkurve) ohne

Niederhalter möglich ist, geeignet. Aufgrund von in der Praxis auftretenden geometrischen und materiellen Imperfektionen (siehe Kapitel 2.4.2.4), die weder in den FE-Simulationen noch in den analytischen Berechnungen berücksichtigt wurden, können experimentelle Ergebnisse dennoch von der dargestellten Lösung abweichen.

5.2 Umformen dünnwandiger und sphärischer Strukturen mit Niederhalter

Die Ergebnisse aus dem vorigen Kapitel 5.1 zeigen deutlich, dass dünnwandige Blechgeometrien während des Umformens in sphärische Formen zum Beulversagen neigen, wenn kein Niederhalter zur Anwendung kommt und sobald eine beul(über)kritische Geometrie (Rondendurchmesser, Blechdicke, Formkrümmung) vorliegt. Somit sind doppelt gekrümmte Blechstrukturen mit der Anwendung im Flugzeugbau, insbesondere in der Flugzeugrumpfstruktur, aufgrund ihrer relativ großen Dimensionen und geringen Wandstärken verstärkt beulkritisch. Als Beispiel sei das hintere Druckschott genannt, welches die Geometrie eines dünnwandigen Kugelschalensegments mit stark beulüberkritischen Abmessungen darstellt (siehe dazu Abbildung 2-1 in Kapitel 2.1).

Das Ziel der Untersuchungen in diesem Kapitel ist, durch den Einsatz eines Niederhalters in der äußeren Blechzone ein Beulversagen zu vermeiden. Ein radialer Blecheinzug soll mit Hilfe des Niederhalters vollständig unterbunden werden, um die Entstehung beulverursachender tangentialer Druckspannungen zu verhindern. Aufgrund dieser Beanspruchungsänderung (Zug-Druck-Umformung \rightarrow Zug-Zug-Umformung) handelt es sich demzufolge entsprechend der Norm [DIN03c] um ein Umformverfahren der Gruppe „Tiefen mit Gasen mit kraftgebundener Wirkung“ (entspricht dem „pneumatischen Tiefen“, siehe auch Abbildung 2-5 in Kapitel 2.3). Das Verfahrensprinzip ist daher grundsätzlich analog zu dem in Kapitel 5.1 (Abbildung 5-1), jedoch mit unverschiebbarer Lagerung des Blechrands, sodass während der Umformung die Oberfläche des Blechwerkstücks vergrößert bzw. dessen Dicke verringert wird.

Auf Untersuchungen zu einem geregelten Blecheinzug zwischen Form und Niederhalter wird in der vorliegenden Arbeit verzichtet, da sich deren Umsetzung bei der wirkmedienbasierten Blechumformung als besonders schwierig erweist, siehe dazu [Hom00].

5.2.1 Analytische Betrachtung des Ausformungs- und Spannungszustands

In diesem Unterkapitel wird zunächst das qualitative Ausformungsverhalten beim Umformen von kreisrunden Ronden in sphärisch gekrümmte Blechgeometrien mit Niederhalter analytisch betrachtet und anschließend daraus der Spannungszustand abgeleitet. Analog zu den

analytischen Betrachtungen zum niederhalterlosen Umformen (Kapitel 5.1.5) werden dafür zur Vereinfachung ein linear-elastisches, isotropes Werkstoffverhalten angenommen und Biegespannungen nicht berücksichtigt sowie die Reibung zwischen Form und Blech vernachlässigt. Die Unterdrückung des radialen Blecheinzugs, die durch einen Niederhalter bewirkt werden soll, wird durch eine gelenkige Lagerung des Blechrandes idealisiert (d.h. keine Berücksichtigung eines Niederhalterflanschs, einer Biegekante o.Ä.), Abbildung 5-23. Während der Umformung bzw. bei Beaufschlagung des Umformdrucks wirken Zugspannungen sowohl in radialer Richtung σ_r als auch, aufgrund der unterdrückten Querkontraktion, in tangentialer Richtung σ_φ .

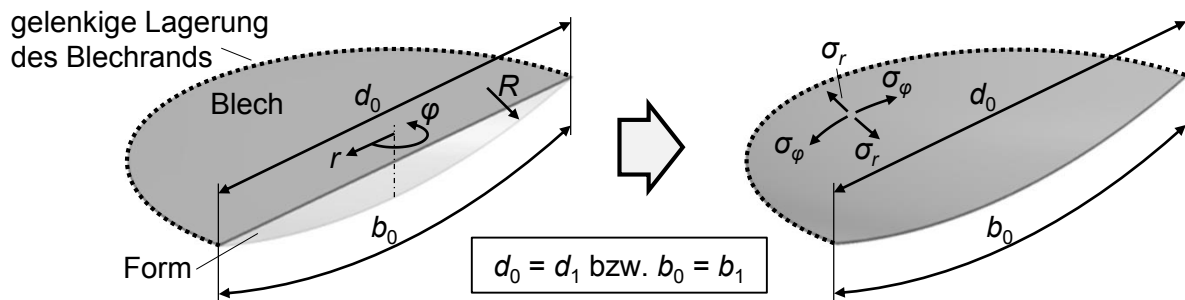


Abbildung 5-23 Skizze zum Umformen sphärischer Blechgeometrien mit Niederhalter (idealisiert durch einen gelenkig gelagerten Blechrand) und relevanten Abmessungen zur Beschreibung des Ausformungsverhaltens (Radialschnittdarstellung)

Der Rondendurchmesser d_0 wird bei vollständiger Ausformung bis zur Bogenlänge b_0 ($\triangleq b_1$, siehe Abbildung 5-23) gestreckt. Daraus ergibt sich die radiale Dehnung in Gleichung 5.24.

$$\varepsilon_r = \frac{b_0 - d_0}{d_0} = \frac{2 \cdot R \cdot \sin^{-1}\left(\frac{d_0}{2 \cdot R}\right) - d_0}{d_0} \quad 5.24$$

Mit dem Ansatz, dass die radiale Dehnung im gesamten Blech konstant ist, lässt sich die tangentiale Dehnung entsprechend Gleichung 5.25 berechnen.

$$\varepsilon_\varphi(r) = \frac{R \cdot \sin\left(\frac{\varepsilon_r \cdot r + r}{R}\right) - r}{r} \quad 5.25$$

Die Gleichung 5.25 ist für $r = 0$ nicht lösbar. Aufgrund der Rotationssymmetrie kann jedoch abgeleitet werden, dass die tangentiale und radiale Dehnung in der Blechmitte den gleichen Wert annehmen ($\varepsilon_\varphi(r = 0) = \varepsilon_r$).

Die beiden Spannungskomponenten in radialer und tangentialer Richtung lassen sich mit Hilfe des HOOKE'schen Gesetzes [Bal10] berechnen, Gleichungen 5.26 und 5.27.

$$\sigma_r(r) = \frac{E}{1 - \nu_{el}^2} \cdot (\varepsilon_r + \nu_{el} \cdot \varepsilon_\varphi(r)) \quad 5.26$$

$$\sigma_\varphi(r) = \frac{E}{1 - \nu_{el}^2} \cdot (\varepsilon_\varphi(r) + \nu_{el} \cdot \varepsilon_r) \quad 5.27$$

In Abbildung 5-24 sind die sowohl numerisch ermittelten als auch anhand der Gleichungen 5.26, 5.27 und 5.17 analytisch berechneten Spannungsverläufe $\sigma_r(r)$, $\sigma_\varphi(r)$ und $\sigma_v(r)$ beim Umformen sphärischer Blechgeometrien mit Niederhalter dargestellt. Dabei ist als Beispiel dieselbe Ronden- und Formgeometrie ($d = 830 \text{ mm}$, $s = 1,0 \text{ mm}$, $R = 2.000 \text{ mm}$) gewählt worden wie bereits in Kapitel 5.1.5.2 (Abbildung 5-18) für die analoge Gegenüberstellung beim niederhalterlosen Umformen.

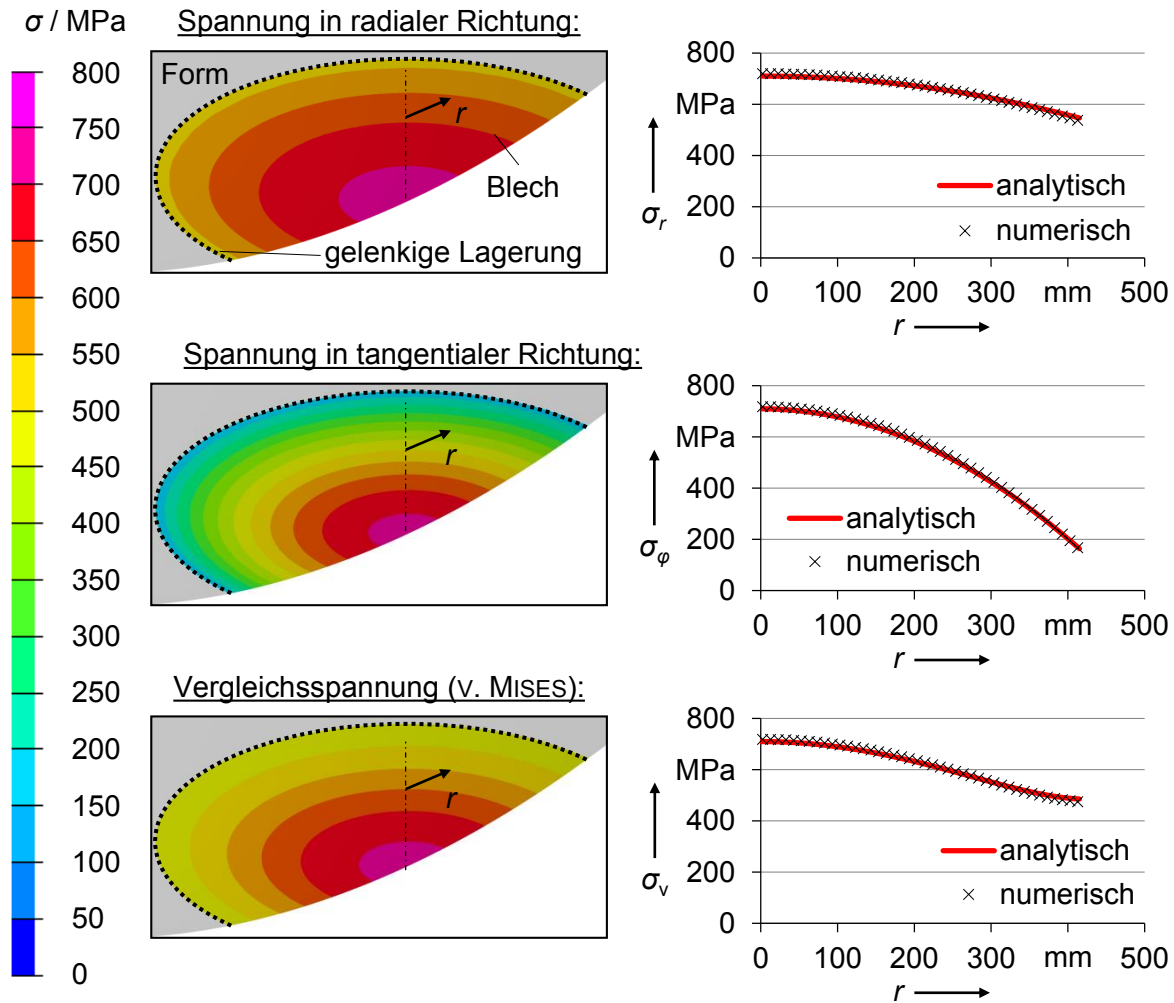


Abbildung 5-24 Vergleich der analytisch und numerisch berechneten Spannungsverläufe beim Umformen mit Niederhalter sphärischer Blechbauteile im vollständig ausgeformten Zustand am Beispiel $R = 2.000 \text{ mm}$, $d = 830 \text{ mm}$, $s = 1,0 \text{ mm}$ (Radialschnittdarstellung)

Die sehr gute Übereinstimmung der analytisch und mittels FE-Simulation ermittelten Spannungsverläufe in Abbildung 5-24 bestätigt die Anwendbarkeit der oben hergeleiteten Gleichungen 5.24 bis 5.27. Zwar befinden sich die Spannungswerte aufgrund der Annahme eines rein elastischen Werkstoffverhaltens weit über der Fließgrenze der experimentell verwendeten Werkstoffe (siehe dazu Abbildung 4-2 in Kapitel 4.1.1), deren qualitativen Verläufe in Abhängigkeit der radialen Wegkoordinate bleiben jedoch auch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten erhalten.

Aus Abbildung 5-24 kann geschlussfolgert werden, dass die gesamte Blechrunde in ihrer Ebene durch biaxiale Zugspannung beansprucht wird. Des Weiteren ist ersichtlich, dass in der Blechmitte ($r = 0$) sowohl die beiden Hauptspannungen als auch die Vergleichsspannung ihren Maximalwert annehmen. Das bedeutet zum einen, dass die plastische Deformation an dieser Stelle beginnt und zum anderen, dass die Rissgefahr dort am höchsten ist. In der Praxis kann die maximale Beanspruchung je nach prozesstechnischer Umsetzung der Blechfixierung (z.B. Höhe der Niederhalterkraft, Einsatz einer Ziehsicke, Biegekantenradius usw.) auch am Blechrand infolge von Biegung auftreten und ein Versagen an eben dieser Stelle verursachen.

5.2.2 Versuchsaufbau und -ablauf

Eine bereits vorhandene Versuchsvorrichtung zum niederhalterlosen pneumatischen Umformen sphärischer Bleche (siehe Kapitel 5.1.1, Abbildung 5-2) wurde modifiziert, um die radiale Blechlagerung am umlaufenden Rand mittels Niederhalter zu gewährleisten. Die dafür gezielt ausgewählte Geometrie (sphärische Form mit dem Krümmungsradius $R = 1.500$ mm und Rondendurchmesser $d = 1.280$ mm, siehe Kapitel 5.2.2.1 in Abbildung 5-25) würde im untersuchten Blechdickenbereich von $s = 1 \dots 2$ mm ohne Niederhalter nicht beulfrei umformbar sein (durch pneumatisches Tiefziehen, siehe dazu Kapitel 5.1.5.3, Abbildung 5-21), wodurch der Einsatz eines Niederhalters erforderlich ist.

Des Weiteren wurden Untersuchungen zur Blecherwärmung durchgeführt, um bei erhöhter Umformtemperatur sowohl von der geringeren Werkstoffsteifigkeit und -festigkeit zu profitieren als auch den Kriech- und Relaxationseffekt zu nutzen. Die Blechbeheizung sollte dabei mittels Heizmatten erfolgen, damit auf den aktuell für den Kriechformprozess üblichen Ofenprozess [Zha11a] verzichtet und somit der Energie-, Zeit- und Kostenaufwand signifikant reduziert werden konnte (Kapitel 5.2.2.2).

5.2.2.1 Niederhaltervorrichtung

Die Umsetzung der radialen Blechrückhaltung in der Versuchsvorrichtung erfolgte durch einen ringartigen Aluminium-Niederhalter (Legierung AA5083, siehe dazu [DIN13]), der die Runde im Randbereich mit entsprechend hoher Druckkraft flächig gegen die Form presste. Die Form verfügte daher über einen ebenen Flansch (mit der Breite b) und eine Biegekante (mit dem Radius R_{BK}), siehe Abbildung 5-25. Es handelt sich somit um eine rein kraftschlüssige Blechhalterung (Rückhaltewirkung durch Reibung [Bir13]). Auf die in der Praxis häufig genutzten formschlüssigen Konzepte der Blechrückhaltung mittels Ziehsicken (siehe dazu [Bir13]) wurde verzichtet, um die Gefahr des Festigkeitsversagens aufgrund einer hohen, lokalen plastischen Deformation im Einspannbereich zu mindern.

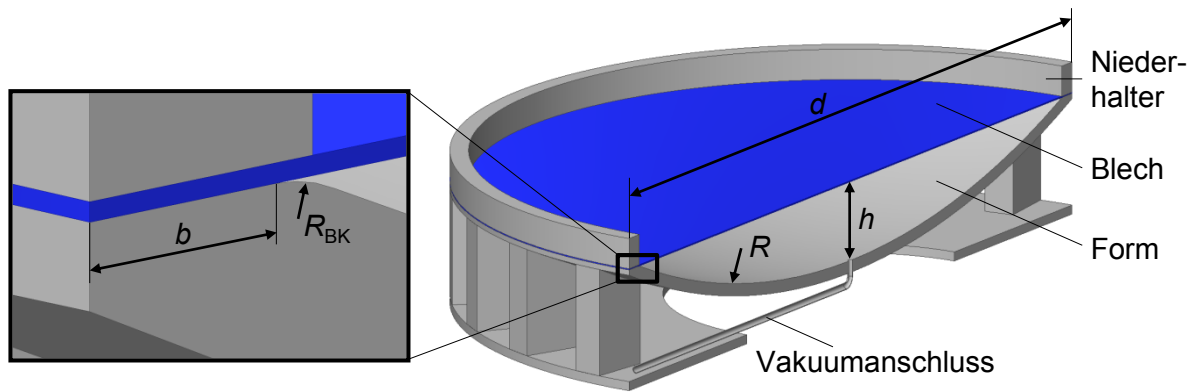


Abbildung 5-25 Modelldarstellung der Versuchsvorrichtung zum pneumatischen Umformen mit Niederhalter im Radialschnitt (Abmessungen $R = 1.500 \text{ mm}$, $h = 130 \text{ mm}$, $d = 1.280 \text{ mm}$, $R_{BK} = 20 \text{ mm}$, $b \approx 25 \text{ mm}$)

Die vertikale Niederhalterkraft wurde im Versuch mit Hilfe von Schraubzwingen realisiert, deren maximale Spannkraft bei definiertem Anzugsmoment jeweils $F_{SZ} = 30 \pm 2,5 \text{ kN}$ beträgt. Insgesamt 12 Stück dieser Schraubzwingen wurden im Abstand von 30° über den Umfang verteilt angeordnet, Abbildung 5-26.

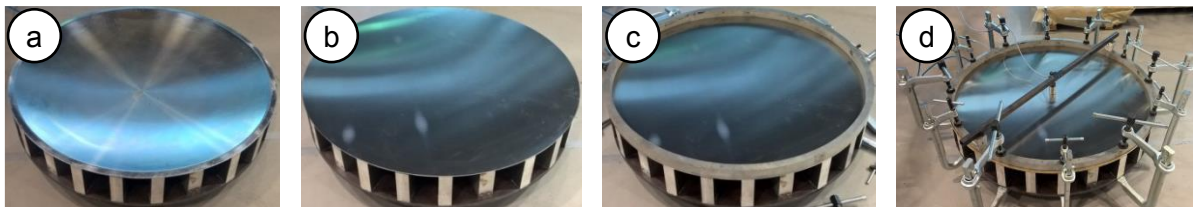


Abbildung 5-26 Versuchsvorbereitung beim Umformen mit Niederhalter: a) sphärische Form mit Flansch, b) Positionierung des kreisrunden Ausgangsblechs, c) Positionierung des ringförmigen Niederhalters, d) Anbringen der Schraubzwingen und des Wegsensors in Blechmitte

Die Darstellung der Umformergebnisse mit Anwendung eines Niederhalters folgt in Kapitel 5.2.3.

5.2.2.2 Ofenlose Blecherwärmung

Die Halbwarmumformung, speziell von naturharten Aluminiumlegierungen (bspw. AlMgSc), verspricht weitreichende Vorteile im Vergleich zur Umformung bei Raumtemperatur (siehe dazu [Ost07]).

Aufgrund der in Kapitel 3, Tabelle 3-1 aufgeführten Vorteile zur Umformung bei erhöhter Temperatur sollte eine Blechbeheizung für die Umformuntersuchungen im Rahmen dieser Arbeit zur Anwendung kommen. Dafür wurde ein Konzept der ofenlosen Blecherwärmung mit Hilfe von textilen (Glasfasergewebe-)Matten mit darin eingebetteten Widerstandsheizleitern umgesetzt, Abbildung 5-27.

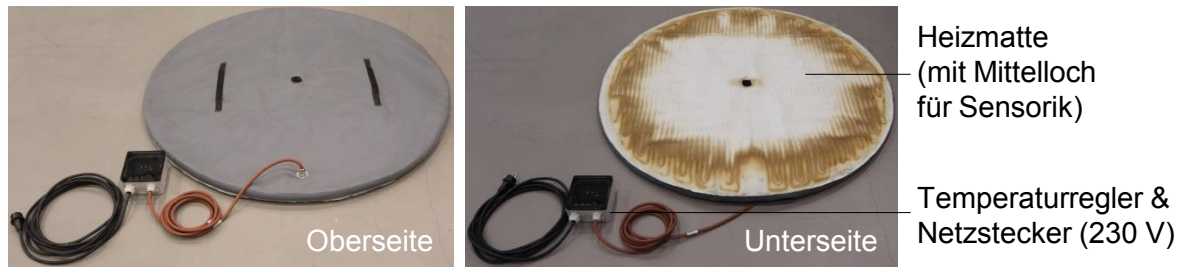


Abbildung 5-27 Heizmatte: Glasfasergewebe mit darin eingenähtem Widerstandsheizleiter ($d = 1.200 \text{ mm}$, $h \approx 25 \text{ mm}$, $P_{\max} = 3 \text{ kW}$)

Die Heizmatte musste dabei für die zu untersuchende Blechgeometrie entsprechend angepasst werden. Der Widerstandsheizleiter wurde beispielsweise mit mäandrierendem Verlauf eingenäht (Abbildung 5-27), um die zu beheizende Blechoberfläche vollständig abzudecken und somit einen möglichst gleichmäßig verteilten Wärmeeintrag zu gewährleisten.

Der Versuchsaufbau (Kapitel 5.2.2.1) ergänzt durch die Heizmatte ist in Abbildung 5-28 dargestellt.



Abbildung 5-28 Versuchsvorrichtung zum pneumatischen Umformen sphärischer Blechbauteile mit Niederhalter und Heizmatte (Blechrunde wird in der Darstellung durch Heizmatte verdeckt)

Die Motivation für den Einsatz von Heizmatten anstatt eines Ofens, wie er üblicherweise zur Kriechumformung großformatiger Bleche für Flugzeuganwendungen zur Anwendung kommt [Zha11a], basiert auf den folgenden sowohl technischen als auch ökonomischen Vorteilen:

- Bessere Möglichkeiten der Versuchsdokumentation (Beobachtung, Messung der Ausformung etc.) während des Versuchs
- Bei mehreren Heizleitern ist eine lokale Temperaturregelung möglich (bspw. je nach lokaler Blechbeanspruchung oder entsprechend lokal unterschiedlich angestrebtem Umformgrad im Werkstück)
- Niederhalterkraft (im Versuchsaufbau durch Schraubenkräfte realisiert) bleibt von der Umformtemperatur nahezu unbeeinflusst

- Signifikante Energie- und Zeiteinsparung und damit Kostensenkung

Den o.g. Vorteilen stehen Nachteile wie bspw. unerwünschte Temperaturgradienten durch „Kältebrücken“ (Wärmeverlust bspw. durch Kontakt des Werkstücks zum unbeheizten Werkzeug) oder die Gefahr des „thermischen Beulens“ (bei unterdrückter Temperaturexpansion eingespannter Blechbauteile) gegenüber. Darüber hinaus wirkt sich die mit fortschreitender Ausformung verändernde Positionierung von Heizmatte und Blechrunde zueinander negativ aus.

Die Umsetzbarkeit der ofenlosen Blecherwärmung durch Heizmatten wird im Kapitel 5.2.3.2 anhand experimenteller Untersuchungen behandelt.

5.2.3 Darstellung der Versuchs- und Simulationsergebnisse

5.2.3.1 Untersuchungen bei Raumtemperatur

Zur Prüfung der Funktionalität der Niederhaltervorrichtung (Kapitel 5.2.2.1) bzw. zur Feststellung etwaiger Verfahrensgrenzen wurden experimentelle und numerische Untersuchungen zunächst mit der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn bei Raumtemperatur durchgeführt.

Das FE-Modell wurde dazu im Vergleich zum niederhalterlosen Umformen (siehe Kapitel 5.1.2, Abbildung 5-3) um einen ringförmigen Niederhalter und den Auflageflächen der Schraubzwingen ergänzt, siehe Abbildung 5-29, rechts. Die Einleitung der Niederhalterkraft erfolgte entsprechend über die (als zweidimensional und ideal starr definierten) Schraubzwingenaufgabeflächen und wurde über den Kontakt zum (als zweidimensional und linear-elastisch definierten) Niederhalter übertragen.

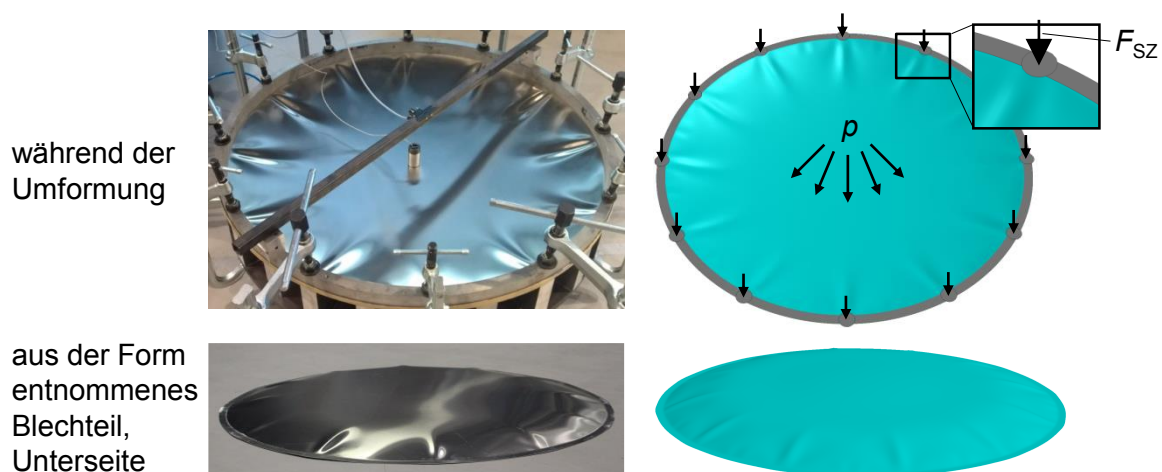


Abbildung 5-29 Versagen durch Faltenbildung beim Umformen mit Niederhalter (Werkstoff AlMg4,5Mn, Dicke $s = 1,0$ mm, Raumtemperatur): Versuchsergebnis (links) und FE-Simulationsergebnis (rechts)

Die Ergebnisse aus Versuch und FE-Simulation bei Raumtemperatur in Abbildung 5-29 zeigen, dass die Blechronden trotz des Einsatzes der konstruierten Niederhaltervorrichtung

(siehe Kapitel 5.2.2.1) durch Faltenbildung versagten. Während das Ausknicken des Blechwerkstücks im Flanschbereich (d.h. im Einspannbereich zwischen Form und Niederhalter) unterbunden werden konnte, kam es zum radialen Blecheinzug und demzufolge zur Faltenbildung im inneren Blechbereich (zwischen Biegekante und Blechmitte). Der radiale Blecheinzug erfolgte dabei lokal zwischen den im 30°-Abstand angeordneten Kraffteinleitungspunkten durch die Schraubzwingen (ungleichmäßig verteilter Niederhalterdruck), was an der Anordnung der ausgebildeten Falten zu erkennen ist. Das bedeutet, dass oberhalb eines bestimmten Umformdrucks (bspw. bei AlMg4,5Mn und Raumtemperatur: $p \approx 0,2 \dots 0,3$ bar) die für eine Verhinderung des radialen Blecheinzugs erforderliche Rückhaltekraft durch die gewählte Niederhaltervorrichtung nicht gewährleistet wurde.

5.2.3.2 Untersuchungen bei erhöhter Temperatur

Eine geeignete Maßnahme zur Verringerung der radialen Zugkräfte am niedergehaltenen Blechrand und damit zur Vermeidung des Blecheinzugs sowie der daraus resultierenden Faltenbildung ist die Erhöhung der Umformtemperatur. Dieses Verhalten ist hauptsächlich durch die geringere Werkstoffsteifigkeit bei höherer Temperatur begründet (siehe dazu temperaturabhängige Werkstoffkennwerte von AlMgSc in Kapitel 4.1.1, Abbildung 4-2), wodurch entsprechend geringere radiale Reaktionskräfte am Blechrand wirken.

Zu diesem Zweck wurden die maximal wirkenden radialen Rückhaltekkräfte gegen den Blecheinzug für unterschiedliche Umformtemperaturen durch FE-Analysen berechnet. Im FE-Modell (Abbildung 5-30) wurden dafür die Randknoten der Blechrunde gelenkig gelagert (d.h. translatorische Freiheitsgrade sind in alle Raumrichtungen gesperrt). Die Modellierung des Niederhalters und der Kraffteinleitung mittels Schraubzwingen entfielen entsprechend. Zur Vereinfachung wurde zudem eine sowohl über die Zeit konstante als auch im gesamten Blech einheitliche Temperatur definiert, um den Einfluss von Temperaturdehnungen und -spannungen zu vermeiden.

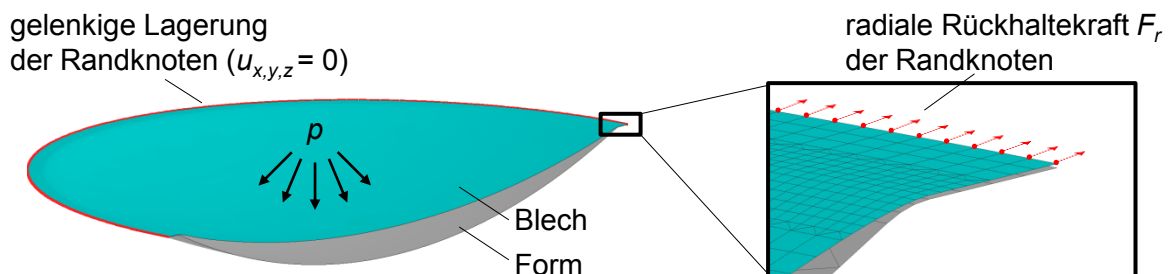


Abbildung 5-30 Radialschnittdarstellung des FE-Modells zur Berechnung der radialen Rückhaltekraft am gelenkig gelagerten Blechrand

Das Werkstoffverhalten der AlMgSc-Legierung wurde für diese FE-Simulationen zur Reduzierung des Rechenaufwands als isotrop definiert und berücksichtigt sowohl die zeitunabhängige Verfestigung (Kapitel 4.2.1) als auch das zeitabhängige Kriechen (Kapitel 4.2.3).

Des Weiteren wurde die implizite Zeitintegrationsmethode für die folgenden Simulationen genutzt, die sich für die Berechnung von relativ langsamen Prozessen eignet (siehe dazu Kapitel 2.5). Als Simulationsergebnisse wurden die maximalen resultierenden Kräfte in radialer Richtung an den gelenkig gelagerten Randknoten ausgewertet, wobei stets die gleiche mechanische Belastung durch den Umformdruck vorlag (maximaler Druck $p_{\max} = 0,95$ bar, beaufschlagt mit einer Rate von $p/t = 2$ bar/h). Die in Abbildung 5-31 dargestellten Ergebnisse verdeutlichen, dass die erhöhte Umformtemperatur ($\vartheta_{\max} = 325$ °C bei AlMgSc, siehe dazu Kapitel 2.2.4) eine signifikante Reduzierung der erforderlichen Rückhaltekraft am Blechrand bewirkt.

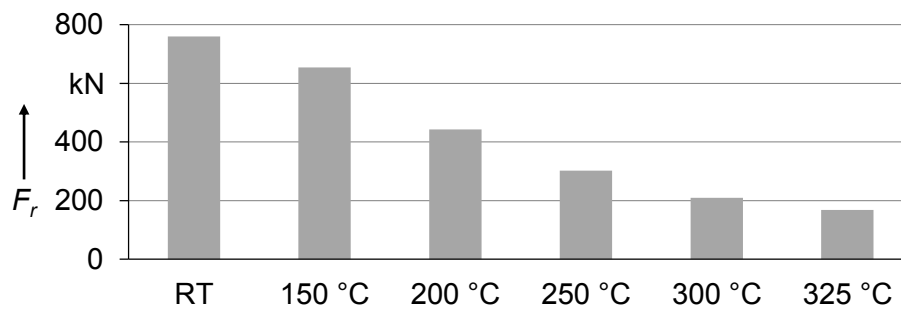


Abbildung 5-31 FE-Simulationsergebnisse zum Einfluss der Umformtemperatur auf die erforderliche radiale Blechrückhaltekraft (Werkstoff: AlMgSc, Dicke $s = 1,0$ mm, weitere Abmessungen siehe Abbildung 5-25)

Die FE-Simulationen zu den Ergebnissen von Abbildung 5-31 erfolgten unter isothermen Bedingungen. Die Blechaufheizung und die damit einhergehende Temperatúrausdehnung wurden daher nicht berücksichtigt. Im Versuch erfolgte jedoch die Blecherwärmung durch Heizmatten, während der Blechrand durch den Niederhalter fixiert war (siehe dazu Kapitel 5.2.2.2, Abbildung 5-28). Die dadurch unterdrückte Temperatúrausdehnung bewirkte radiale Druckkräfte, welche dem radialen Blecheinzug unter dem Niederhalter entgegenwirkten bzw. die rückhaltende Kraft des Niederhalters unterstützten. Das heißt, die tatsächliche Temperaturabhängigkeit der erforderlichen Blechrückhaltekraft ist noch größer als aus den FE-Simulationen bei isothermen Bedingungen (Abbildung 5-31) hervorgeht.

Die unterdrückte Temperatúrausdehnung des am Rand niedergehaltenen Blechs wirkte sich jedoch nachteilig auf die Gefahr des „thermischen Beulens“ aus, wie die Beobachtung einzelner Versuche mit Niederhalter und Blecherwärmung zeigten. Aus der unterdrückten Temperatúrausdehnung gingen entsprechend Temperaturdruckspannungen hervor, die zum großflächigen Ausbeulen der Blechrolle führten. Um dies zu verhindern, wurde in den weiteren Versuchen und FE-Simulationen stets ein geringer Vordruck bei Raumtemperatur aufgebracht, bevor die Blecherwärmung einsetzte ($p_{\text{Vor}} \approx 0,1$ bar, d.h. unterhalb des Drucks, bei dem der „faltenkritische“ radiale Blecheinzug eintrat, siehe dazu Kapitel 5.2.3.1). Während der darauffolgenden Blechaufheizung unter Vordruckbelastung besaß die Temperatur-

ausdehnung damit eine Vorzugsrichtung, um sich entsprechend der gewünschten Ausformung auszuprägen. Nach Erreichen der Solltemperatur ($\vartheta_{\max} = 325 \text{ °C}$) wurde schließlich der Druck von Vor- auf Solldruck ($p_{\max} = 0,95 \text{ bar}$) erhöht. Der qualitative zeitliche Verlauf der Prozessparameter Druck und Temperatur ist in Abbildung 5-32 gezeigt.

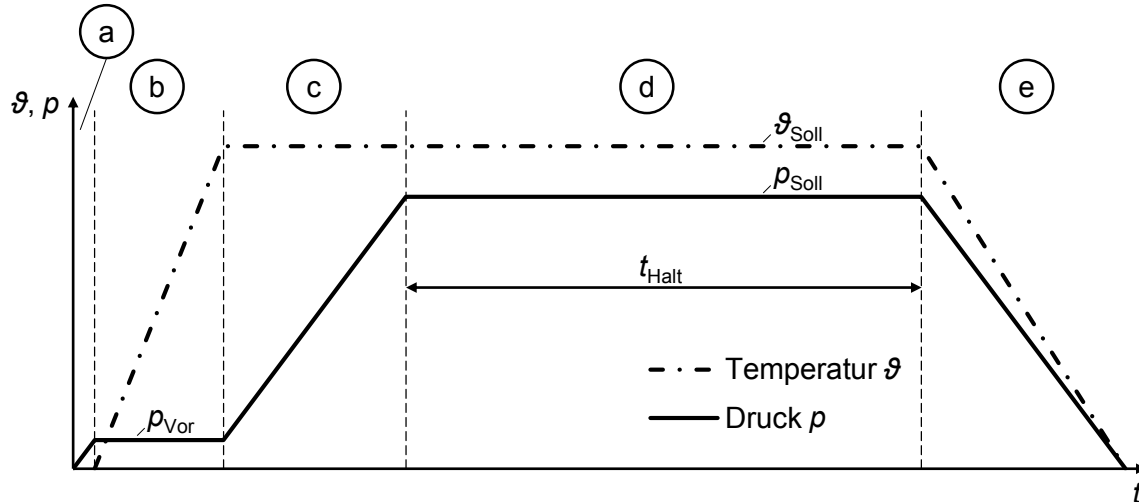


Abbildung 5-32 Prinzipieller zeitlicher Verlauf der Prozessparameter Druck p und Temperatur ϑ beim Umformen mit Niederhalter und erhöhter Blechtemperatur: a) Beaufschlagung eines Vordrucks, b) Blecherwärmung auf Solltemperatur, c) Beaufschlagung des Solldrucks, d) Konstanthalten von Solldruck und Solltemperatur, e) Abkühlung und Entlastung

Des Weiteren bewirkte die ofenlose Blecherwärmung durch die Heizmatte eine ungleichmäßige Temperaturverteilung in der Blechrunde. Insbesondere Wärmesenken (Kontakt des Blechs zur unbeheizten Form und zum unbeheizten Niederhalter) und die mittlere Aussparung in der Heizmatte (siehe Abbildung 5-27 in Kapitel 5.2.2.2) waren Ursachen für vorwiegend radiale Temperaturunterschiede. Um die tatsächliche Temperaturverteilung im Versuch zu ermitteln, wurde die Blechtemperatur mit Hilfe mehrerer Thermoelemente während des Versuchs in bestimmten radialen Abständen Δr ausgehend von der Blechmitte bis hin zum Blechrand gemessen. Die Temperaturregelung im Versuch erfolgte dabei über die maximal gemessene Blechtemperatur. Das heißt, die Solltemperatur entsprach der maximalen Temperatur, die mit Hilfe der Thermoelemente erfasst wurde. Um die Blechtemperaturverteilung möglichst realitätsnah auf das FE-Modell zu übertragen, wurden die lokal gemessenen Temperaturen-Zeit-Verläufe auf konzentrisch angeordnete Knotenreihen (mit den entsprechenden radialen Koordinaten) als „thermische Lasten“ appliziert (Abbildung 5-33). Durch eine transiente FE-Temperaturfeldanalyse erfolgte die Berechnung der übrigen zeitabhängigen Knotentemperaturen, welche in radialer Richtung zwischen den Messpunkten liegen, in Abhängigkeit der definierten Wärmeleitungseigenschaften.

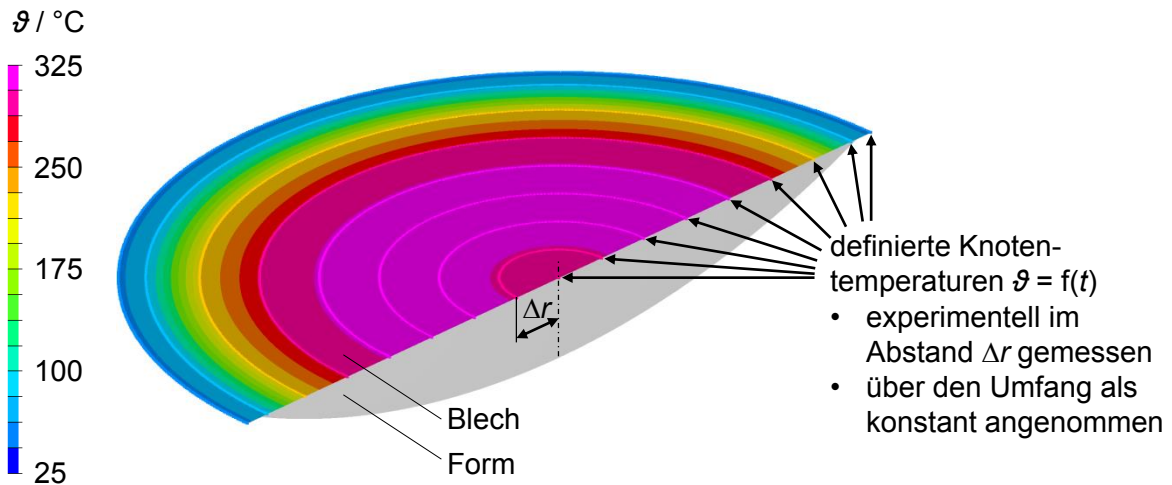


Abbildung 5-33 Konturdarstellung des berechneten Temperaturfelds in der Blechchrone bei einer Solltemperatur von $\vartheta_{\text{Soll}} = 325 \text{ °C}$ (Radialschnittdarstellung)

Als Ergebnis der transienten Temperaturfeldanalyse lagen alle zeitlichen Knotentemperaturverläufe im Blech vor und dienten als Eingangsgrößen in einer darauffolgenden strukturellen Analyse. Der Ablauf und die prinzipielle Funktionsweise einer solchen thermisch-mechanisch gekoppelten FE-Analyse wurde in Kapitel 2.5 beschrieben.

Für die strukturelle Analyse wurden im FE-Modell neben den zeitlichen Knotentemperaturverläufen die mechanischen Lasten definiert. Diese waren der zeitabhängige Umformdruck (siehe Abbildung 5-32), die Kontaktbedingung zur (starr) Form und die Beschränkung der translatorischen Freiheitsgrade der Knoten im Flanschbereich zur Idealisierung der Niederhalterwirkung.

Das Endergebnis der thermisch-mechanischen Analyse spiegelt die zeitliche Ausformung sowie Rückfederung der Blechchrone wider. Am Beispiel einer Blechchrone aus der AlMgSc-Legierung der Dicke $s = 1,0 \text{ mm}$ sind Experiment und FE-Simulation in Abbildung 5-34 gegenübergestellt.

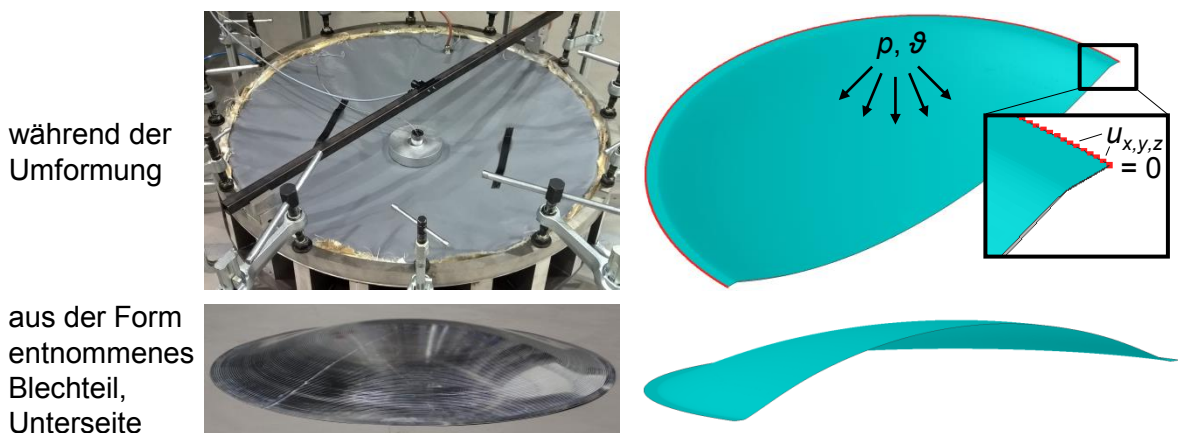


Abbildung 5-34 Faltenfreie Umformung sphärischer Blechbauteile mit Niederhalter bei erhöhter Umformtemperatur (Werkstoff AlMgSc, Dicke $s = 1,0 \text{ mm}$, $\vartheta_{\text{Soll}} = 325 \text{ °C}$, $p_{\text{Soll}} = 0,95 \text{ bar}$, $t_{\text{Halt}} = 2 \text{ h}$). Versuchsergebnis (links) und FE-Simulationsergebnis (Radialschnittdarstellung, rechts)

Bei dem Beispiel von Abbildung 5-34 wurde sowohl im Experiment als auch in der FE-Simulation eine vollständige Ausformung während des Haltens von Solltemperatur und -druck (Abschnitt „d“ in Abbildung 5-32) erreicht. Nach Abkühlung und Druckentlastung erfolgte eine Rückformung, welche sowohl auf die Rückfederung zurückzuführen war als auch zusätzlich durch die Temperaturschrumpfung verursacht wurde. Eine geeignete Veranschaulichung der experimentell gemessenen sowie durch FE-Simulation berechneten Endausformung des bereits oben gezeigten Beispiels bietet die Radialschnittdarstellung in Abbildung 5-35.

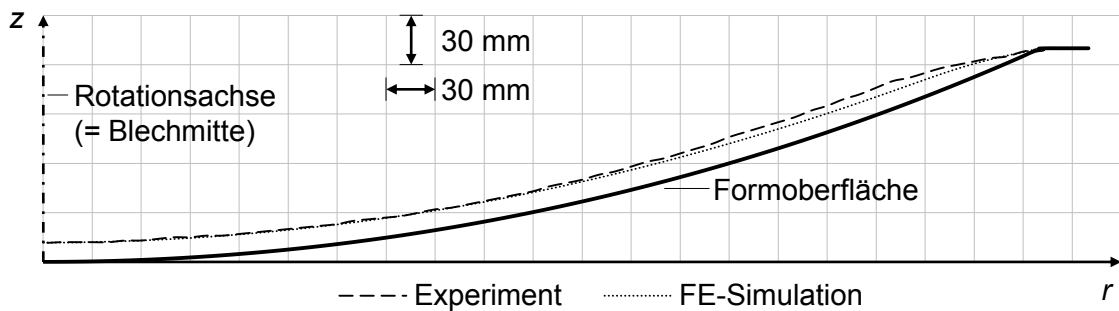


Abbildung 5-35 Gegenüberstellung von Experiment und FE-Simulation in Bezug auf die ermittelte Endausformung der Blechrolle im Radialschnitt (AlMgSc, $s = 1,0 \text{ mm}$, $\vartheta_{\text{Soll}} = 325 \text{ °C}$, $p_{\text{Soll}} = 0,95 \text{ bar}$, $t_{\text{Halt}} = 2 \text{ h}$)

Aus Abbildung 5-35 geht hervor, dass die Rückfederung insbesondere am äußeren Bereich bzw. nahe der Biegekante auftrat. Die Hauptursache hierfür lag in der deutlich geringeren Temperatur am Blechrand im Vergleich zur Blechmitte, siehe dazu Abbildung 5-33. Aufgrund der deutlich höheren Fließgrenze und der wesentlich geringeren Kriechneigung bei niedrigerer Temperatur (siehe dazu Kapitel 4.1.1, Abbildung 4-2 und Kapitel 4.2.3, Abbildung 4-12) verhielt sich der Werkstoff im Randbereich weitestgehend elastisch, während die irreversible Formänderung (plastische Dehnung ϵ_{pl} + Kriechdehnung ϵ_{cr}) vorwiegend im inneren Blechbereich auftrat, Abbildung 5-36.

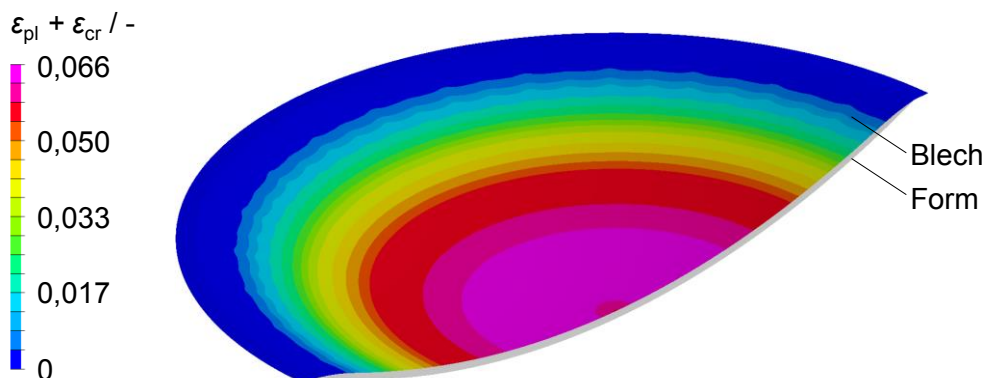


Abbildung 5-36 Konturdarstellung der berechneten irreversiblen Dehnung ($\epsilon_{\text{pl}} + \epsilon_{\text{cr}}$) im umgeformten Blech (AlMgSc, $s = 1,0 \text{ mm}$, $\vartheta_{\text{Soll}} = 325 \text{ °C}$, $p_{\text{Soll}} = 0,95 \text{ bar}$, $t_{\text{Halt}} = 2 \text{ h}$, Radialschnittdarstellung)

Des Weiteren wurden während der Abkühlung radiale Zugeigenspannungen im sphärisch umgeformten Blech erzeugt, weil die radiale Temperaturschrumpfung aufgrund der Blechrückhaltung am Rand verhindert wurde. Durch Lösen des Niederhalters nach dem Umformprozess wurden diese Zugeigenspannungen aufgrund der damit ermöglichten Schrumpfung größtenteils abgebaut, wobei der (während der Umformung nahezu unbeheizte) Blechrand in tangentialer Richtung druckbeansprucht wurde und somit elastisch ausbeult (Abbildung 5-37, links). Durch Abtrennen der tangential druckbeanspruchten Randzone (Flansch und Biegekante) wurden diese elastischen Beulen unterbunden (Abbildung 5-37, rechts).



Abbildung 5-37 Tangentiale Temperaturdruckspannungen verursachen elastische Beulen am Blechrand (links), Beseitigung der Beulen durch Abtrennen des druckbeanspruchten Randbereichs (rechts)

Durch das Abtrennen des Randbereichs wurde zudem bestätigt, dass im inneren Blechbereich nahezu keine Rückfederung auftrat und dass die gewünschte Umformgeometrie (Krümmungsradius, im behandelten Beispiel $R = 1.500 \text{ mm}$) mit hoher Genauigkeit erreicht wurde, siehe Abbildung 5-38.

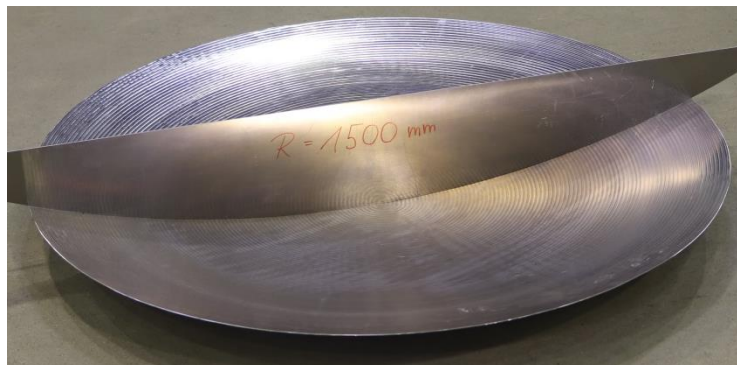


Abbildung 5-38 Prüfen des Krümmungsradius R im sphärischen umgeformten Werkstück mit Schablone

Aus den Ergebnissen dieses Kapitels kann geschlussfolgert werden, dass das Umformen dünnwandiger und sphärisch gekrümmter Bleche mit Niederhalter und Heizmattenerwärmung bei Anwendung einer geeigneten Prozessführung (Abbildung 5-32) möglich ist, während dieselben Geometrien ohne Niederhalter als „beulüberkritisch“ und somit nicht umformbar bewertet werden (siehe Kapitel 5.1).

6 Anwendungsbeispiele

In diesem Kapitel wird das in dieser Arbeit untersuchte Umformverfahren an zwei Praxisbeispielen (Kapitel 6.1 und 6.2) angewendet, um die Übertragbarkeit auf Realbauteile nachzuweisen. In beiden Fällen wiesen die konkreten Bauteildimensionen (Blechdicke, Ronden-durchmesser und Formkrümmung) deutlich darauf hin, dass ein niederhalterloses Umformen (Kapitel 5.1 bzw. 5.1.5.3) zum Beulversagen führen würde, sodass ein Blechhalter zur Anwendung kam. Des Weiteren wurden Heizmatten zur ofenlosen Blecherwärmung eingesetzt.

Insbesondere wurden die folgend genannten, im Kapitel 5.2 erarbeiteten Erkenntnisse beim Versuchsaufbau und bei der Versuchsdurchführung beachtet:

- Für eine wirksame kraftschlüssige Blechrückhaltung durch eine Niederhaltervorrichtung (siehe Kapitel 5.2.3.1) ist es wichtig, dass neben einer Mindest-Niederhalterkraft auch eine möglichst gleichmäßig verteilte Krafteinleitung gewährleistet wird, um einen radialen Blecheinzug zu vermeiden bzw. einer Faltenbildung vorzubeugen.
- Um die Breite des nach dem Umformvorgang abzutrennenden Randbereichs (Abbildung 5-37) zu minimieren, soll die gewünschte Umformtemperatur während des Versuchs so großflächig wie möglich im Blech verteilt sein. Das heißt, der unvermeidliche Temperaturunterschied zum „kühlen“ Flansch (Temperaturabfall durch Wärmeverlust in Form und Niederhalter) soll so weit außen wie möglich auftreten. Dazu dienen beispielsweise ein Form- bzw. Niederhalterwerkstoff mit geringer Wärmeleitung und ein separat ansteuerbarer Heizleiter im äußeren Blechbereich.

6.1 Kriechumformen besonders dünnwandiger Bleche für Werkstoffverbunde

Als „besonders dünnwandig“ werden in der vorliegenden Arbeit Aluminiumbleche bezeichnet, die eine Dicke von $s = 0,2 \dots 0,5$ mm aufweisen und in Faser-Metall-Laminaten eingesetzt werden. Faser-Metall-Lamine sind wiederum schichtartige Werkstoffverbunde, die aus faserverstärkten Kunststofflagen und Metalllagen bestehen [Roe01]. Anwendung finden Faser-Metall-Lamine in Flugzeugrumpfschalen, beispielsweise im Flugzeug des Typs Airbus A380, in dessen Rumpf ca. 1,5 t eines solchen Werkstoffverbunds (mit dem Namen „GLARE“, bestehend aus GFK- und Aluminiumlagen) verbaut sind [Kok02].

Für einfach gekrümmte Schalenbauteile aus Faser-Metall-Laminat werden im Herstellungsprozess die einzelnen biegeschlaffen Lagen abwechselnd übereinandergelegt [Fre13].

Bei doppelt gekrümmten Schalenbauteilen müssen die metallischen Lagen jedoch vorgeformt werden, damit sie die gewünschte Form im darauffolgenden Laminierprozess annehmen [Fre13]. Für diese Anwendung wurden Untersuchungen zum Kriechumformen besonders dünnwandiger Bleche (Dicke $s = 0,4$ mm) aus der AlMgSc-Legierung (AA5024) in sphärisch gekrümmte Geometrien durchgeführt [Zim18].

Aufgrund der relativ niedrigen Blechdicke von $s = 0,4$ mm und der daraus resultierenden großen Beulgefahr bei Anwendung des niederhalterlosen pneumatischen Tiefziehens (siehe dazu analytische Betrachtungen zum beulkritischen Rondendurchmesser in Kapitel 5.1.5.3) kam ein Niederhalter zur Beulvermeidung zum Einsatz. Analog zu den Untersuchungen in Kapitel 5.2.3 wurde dazu eine sphärisch gekrümmte Form frästechnisch um einen Flansch und um eine Biegekante ergänzt, siehe Abbildung 6-1. Ein ringförmiger Niederhalter (Niederhalterkraft durch Schraubzwingen) diente entsprechend zur Blechhaltung bzw. zur Vermeidung eines radialen Blecheinzugs und damit zur Vermeidung von Beulen. Die relevanten Abmessungen der verwendeten Form und der umzuformenden Blechrunde sind in der Beschriftung von Abbildung 6-1 genannt.

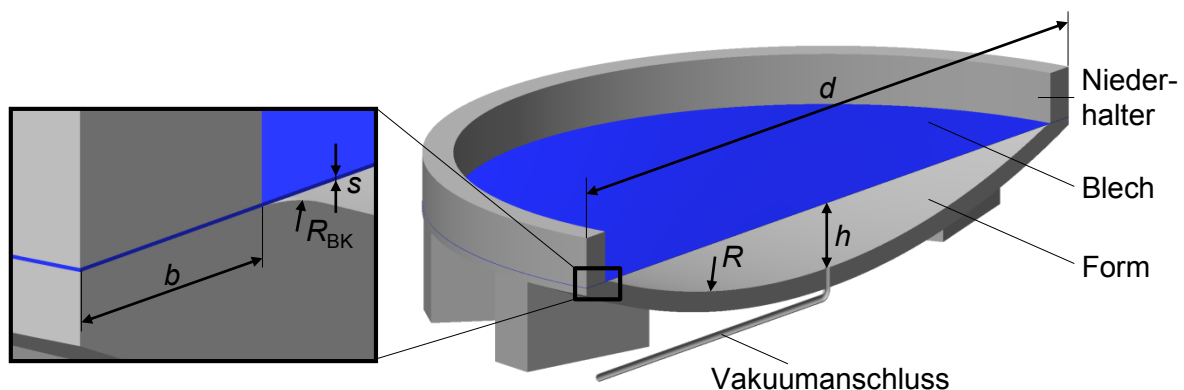


Abbildung 6-1 Modelldarstellung der Versuchsvorrichtung zum pneumatischen Umformen besonders dünnwandiger Bleche im Radialschnitt (Abmessungen: $R = 1.000$ mm, $h = 65$ mm, $d = 780$ mm, $R_{BK} = 30$ mm, $b \approx 30$ mm, $s = 0,4$ mm)

Für die Blecherwärmung kam eine Heizmatte mit zwei separaten und konzentrisch angeordneten Widerstandsheizleitern zur Anwendung, Abbildung 6-2. Während der erste Heizleiter die innere Blechzone erwärmte ($d = 520$ mm), verlief der zweite Heizleiter im äußeren Bereich ($d_{inn} = 520$ mm bis $d_{auß} = 720$ mm). Die Leistungen beider Heizkreise wurden getrennt voneinander nach den lokalen Blechtemperaturen geregelt, um eine weitestgehend homogene Temperaturverteilung im Blech zu erreichen. Dadurch sollte insbesondere dem Wärmeverlust im Randbereich (aufgrund des Blechkontakts zur Form und zum Niederhalter) entgegengewirkt werden.

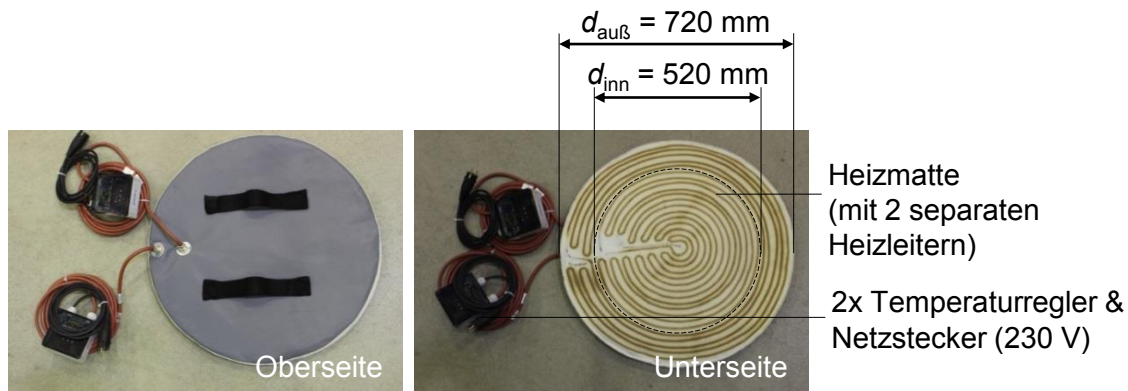


Abbildung 6-2 Heizmatte mit zwei separaten Widerstandsheizleitern (Heizkreis 1: $d = 520$ mm, $P_{\max} = 2$ kW; Heizkreis 2: $d_{\text{au\ss}} = 720$ mm, $d_{\text{inn}} = 520$ mm, $P_{\max} = 2$ kW)

Die Versuchsvorbereitung und -durchführung verlief in analoger Weise zu den Untersuchungen im Kapitel 5.2.3. Die relevanten Prozessparameter orientierten sich somit an der Darstellung in Abbildung 5-32 (in Kapitel 5.2.3.2), sodass die Solltemperatur $\vartheta_{\text{Soll}} = 325$ °C, der Solldruck $p_{\text{Soll}} = 0,95$ bar und die Haltezeit $t_{\text{Halt}} = 2$ h betragen. Tatsächlich erfolgte die vollständige Ausformung bereits bei $p = 0,3$ bar. Der Versuchsaufbau und ein sphärisch umgeformtes Blech als Versuchsergebnis sind in Abbildung 6-3 gezeigt.

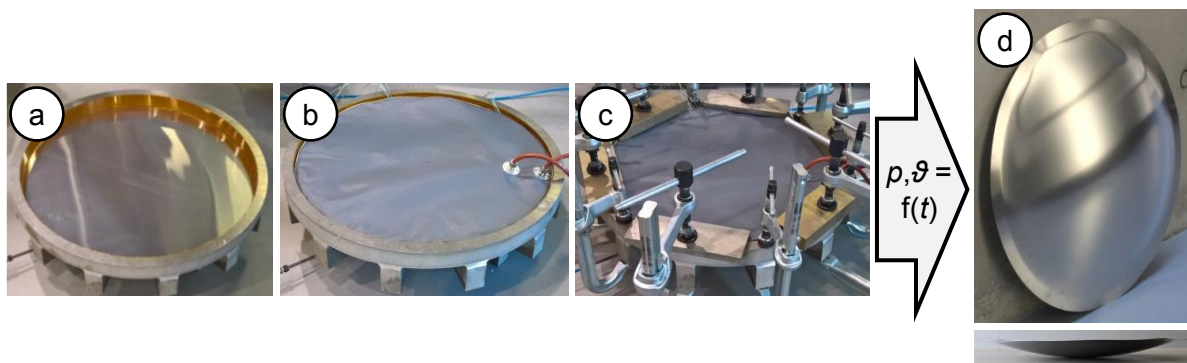


Abbildung 6-3 Versuchsaufbau und -ergebnis: a) Sphärisch gekrümmte Form mit darauf positionierter Blechrunde und ringförmigem Niederhalter, b) Versuchsvorrichtung mit Heizmatte, c) Niederhalterkraftwirkung durch Schraubzwingen, d) sphärisch umgeformtes Blech

Die Versuchsergebnisse zum Umformen besonders dünnwandiger Bleche sind grundsätzlich mit den Ergebnissen aus Kapitel 5.2.3.2 vergleichbar. Das heißt, die Bleche waren auch mit relativ geringer Wandstärke ($s = 0,4$ mm) versagensfrei umformbar (keine Faltenbildung, keine Rissbildung) und zeigten eine Rückformung bei Entlastung und Abkühlung, welche insbesondere auf die Rückfederung im Bereich der Biegekante zurückzuführen war (siehe radialer Verlauf der Endausformung „Einzelblechumformung“ in Abbildung 6-5).

Ausgehend von diesen Ergebnissen wurde im Folgenden untersucht, ob mehrere Bleche in einem Umformvorgang gleichzeitig umformbar sind („Stapelumformung“). Dazu wurde eine höhere Anzahl an Blechronden (im untersuchten Beispiel 3 Stück) übereinandergelegt und, analog zur Einzelblechumformung, im Flanschbereich zwischen Form und Niederhalter fixiert (siehe Abbildung 6-4). Mit Ausnahme der obersten Blechlage wurden die Bleche mit einer

Aussparung (Bohrloch in Blechmitte) versehen, damit der mittels Vakuumpumpe erzeugte Umformdruck an allen Blechlagen gleichermaßen wirkte.

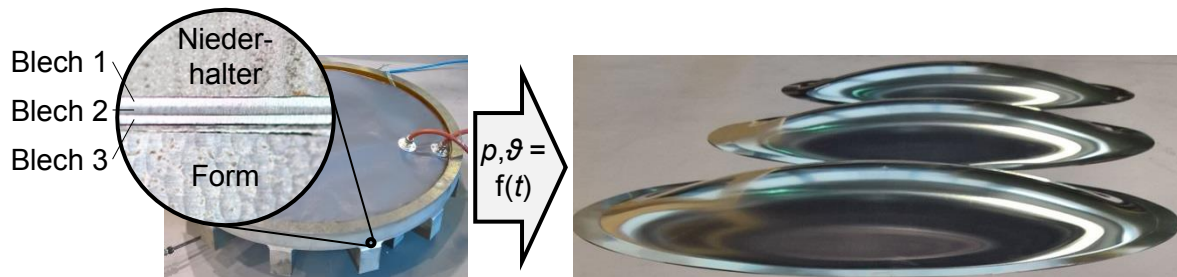


Abbildung 6-4 „Stapelumformung“: Versuchsaufbau (links) und Versuchsergebnis (rechts)

Die gewählten Prozessparameter bei der Stapelumformung waren identisch zur Einzelblechumformung, um die Versuchsergebnisse miteinander vergleichen zu können ($\vartheta_{\text{Soll}} = 325 \text{ °C}$, $p_{\text{Soll}} = 0,95 \text{ bar}$, $t_{\text{Halt}} = 2 \text{ h}$). Eine vollständige Ausformung des Blechstapels (vollflächiger Kontakt der untersten Blechlage zur Formoberfläche) wurde bei $p = 0,9 \text{ bar}$ erreicht. Daraus lässt sich abschätzen, dass aufgrund des versuchstechnisch maximal möglichen Umformdrucks von $p \approx 0,95 \text{ bar}$ bei gleichen geometrischen, werkstoff- und prozesstechnischen Randbedingungen höchstens 3 Blechlagen übereinander gestapelt umformbar sind.

Aus den Untersuchungen der „Stapelumformung“ gingen versagensfrei umgeformte Blechronden hervor (siehe Abbildung 6-4, rechts). Des Weiteren waren zwischen den einzelnen Lagen des umgeformten Blechstapels keine qualitativen oder quantitativen Unterschiede festzustellen. Das heißt, es waren weder Kratzer bzw. sonstige Reibspuren aufgrund von Relativbewegungen der Blechlagen zueinander zu erkennen noch zeigten die aus der Form entnommenen Bleche unterschiedlich starke Aus- oder Rückformungen in Abhängigkeit von ihrer vertikalen Position im Blechstapel (oben/mittig/unten). Darüber hinaus entsprachen die Endausformungen der „im Stapel“ umgeformten Bleche mit sehr hoher Genauigkeit der Endausformung der „einzeln“ umgeformten Bleche, sodass deren radiale Verläufe nahezu deckungsgleich übereinanderliegen, Abbildung 6-5.

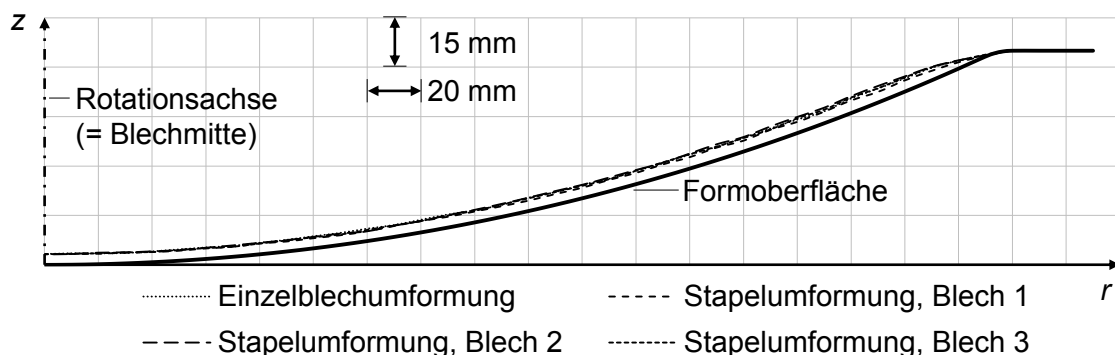


Abbildung 6-5 Vergleich der messtechnisch erfassten Endausformungen der einzeln umgeformten Blechrunde und der übereinander gestapelt gleichzeitig umgeformten Blechronden im Radialschnitt (AlMgSc, $s = 0,4 \text{ mm}$, $\vartheta_{\text{Soll}} = 325 \text{ °C}$, $p_{\text{Soll}} = 0,95 \text{ bar}$, $t_{\text{Halt}} = 2 \text{ h}$)

6.2 Kriechumformen eines rührreibgeschweißten Flugzeug-Druckschotts

Das hintere Druckschott eines Flugzeugs stellt ein radial versteiftes Kugelschalensegment dar, welches den (während des Fluges) druckbelüfteten Rumpfabschnitt im Heckbereich abschließt (siehe Abbildung 2-1 in Kapitel 2.1).

Beim Flugzeug des Typs Airbus A320 wird das hintere Druckschott nach aktuellem Stand der Technik in metallischer Differentialbauweise gefertigt: Zunächst werden einzelne 90°-Segmente (Viertelkreise) durch Kaltstreckziehen sphärisch umgeformt und danach, mitsamt der radialen Versteifungselemente, durch eine Vielzahl von Nietverbindungen zusammengesetzt, Abbildung 6-6. [Sch19]



Abbildung 6-6 Zusammengebaute hintere Druckschotts eines Airbus A320 (links), im Flugzeug montiertes hinteres Druckschott [Sch19] (Mitte und rechts)

Mit dem Ziel, bei der Herstellung des sphärisch gekrümmten Blechbauteils eines hinteren Druckschotts auf die segmentierte Bauweise und die Verbindungselemente zu verzichten, wurden im Rahmen dieser Arbeit Untersuchungen zum Kriechumformen der gesamten Geometrie (mit Ausnahme der radialen Versteifungselemente) „in einem Stück“ unternommen.

Dabei handelt es sich um ein relativ großformatiges und dünnwandiges Bauteil mit großer Krümmung (Realdimensionen am Beispiel des Flugzeugtyps Airbus A320: $d = 2.800$ mm, $s = 1,5$ mm, $R = 2.200$ mm [Roh13]), welches durch pneumatisches Tiefziehen ohne Niederhalter nicht beulfrei umformbar ist (vgl. dazu oben genannte Bauteildimensionen mit beulkritischen Rondendurchmesser in Abbildung 5-21, Kapitel 5.1.5.3).

Es wurden daher numerische und experimentelle Untersuchungen zum pneumatischen Tiefziehen (mit Niederhalter) eines hinteren Druckschotts aus AlMgSc (AA5028) durchgeführt. Dadurch sollte geprüft werden, ob die Übertragbarkeit der Erkenntnisse, welche in Kapitel 5.2.3 an wesentlich kleineren Bauteilen erarbeitet wurden, ebenso für entsprechend größere Strukturen gegeben ist.

6.2.1 Rührreibschweißen zur Herstellung großformatiger Bleche

Die kreisrunden Ausgangsblechronden mussten zunächst durch Fügen von zwei Blechen hergestellt werden, da die maximal verfügbare Breite eines Einzelblechs des verwendeten AlMgSc-Werkstoffs (AA5028) nicht ausreichend war (Rondendurchmesser > Walzbreite). Als stoffschlüssiges Fügeverfahren wurde dafür das Rührreibschweißen verwendet, welches für Stumpfstöße gut geeignet ist und sich durch mehrere Vorteile im Vergleich zu anderen Schweißverfahren auszeichnet (siehe dazu Kapitel 2.2.2.3). Des Weiteren lag die Schweißnaht aus Symmetriegründen geradlinig und mittig im Blech und entsprach daher in ihrer Länge dem Rondendurchmesser.

Abbildung 6-7 zeigt die vor dem Fügeprozess separat vorliegenden, frästechnisch vorbereiteten „Halbronden“ und die durch Rührreibschweißen hergestellte Blechrunde mit einer Detail-Draufsicht sowie einem Querschliff des Nahtbereichs.

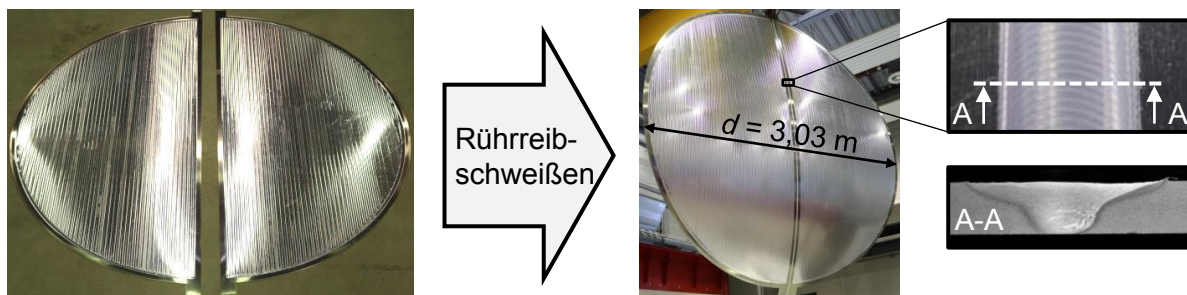


Abbildung 6-7 Gefräste „Halbronden“ vor dem Schweißen (links), Rührreibgeschweißte Ronde mit Detailansicht und Querschliff der Schweißnaht (rechts)

Für den 2D-Rührreibschweißprozess der Blechronden kam als Werkzeug ein sogenanntes „FSW-Standardtool“ zum Einsatz, bei dem sowohl der Pin als auch die obere Schulter rotieren, während die Blechunterseiten gegen eine steife Auflage („Backing“) gedrückt werden. Für weitere Informationen sei an dieser Stelle auf einschlägige Literatur zum Rührreibschweißen (z.B. [Mis07]) verwiesen.

Zur mechanischen Charakterisierung der Verbindungseigenschaften wurden zunächst Härtemessungen (Mikrohärteprüfung nach Vickers) durchgeführt. Dabei wurden in der Blechmittelebene mehrere Härtewerte sowohl im Schweißgut (SG) als auch neben der Schweißnaht im Grundwerkstoff (GW) ermittelt. Die gemessenen Härtewerte betragen $106,5 \pm 2 \text{ HV0,1}$ im Grundwerkstoff und 85 HV0,1 im Schweißgut (als Minimalwert). Daraus geht hervor, dass die Härte im Schweißgut bis zu ca. 20 % geringer ist als im Grundwerkstoff. Eine mögliche Ursache für den Härteabfall in der Schweißnaht sind die während des Schweißens auftretenden Temperaturen von $420 \dots 475 \text{ °C}$ [Mis07], wodurch festigkeitsmindernde Effekte hervorgehen (Verringerung des Kaltverfestigungsgrads, Rekristallisation, siehe dazu Kapitel 2.2.4).

Mit Hilfe von Härteumwertetabellen in [DIN14] kann aus der gemessenen Vickershärte die Brinellhärte ermittelt werden, wobei der Zusammenhang nahezu proportional ist und durch Gleichung 6.1 angenähert werden kann. Der Einfluss der Prüfkraft (z.B. zwischen $HV10$ und $HV0,1$) wird in Gleichung 6.1 vernachlässigt.

$$HBW \approx 0,95 \cdot HV \quad 6.1$$

Aus diesem Härtewert lässt sich nach [Rie09] die Zugfestigkeit des Werkstoffs abschätzen, wobei die Korrelation zwischen der Brinellhärte HBW und der Zugfestigkeit R_m für Aluminiumlegierungen wie folgt angegeben ist, Gleichung 6.2.

$$R_m \approx 3,7 \cdot HBW \quad 6.2$$

Entsprechend ergaben sich für AlMgSc aus den gemessenen Härtewerten angenäherte Zugfestigkeitswerte von $R_{m,GW} \approx 375$ MPa im Grundwerkstoff und $R_{m,SG} \approx 300$ MPa im Schweißgut.

Zur Bestätigung der aus den Härtewerten abgeleiteten Zugfestigkeitswerte und zur Bestimmung des Fließbeginns sowie des Fließkurvenverlaufs wurden darüber hinaus uniaxiale Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt. Dazu wurden Zugproben mit quer verlaufender Schweißnaht gefertigt (siehe Abbildung 6-8, rechts). Der Messbereich zur Bestimmung der Längsdehnung beschränkte sich dabei auf die sichtbare Nahtbreite an der Blechoberseite.

Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die in Abbildung 6-8 gezeigte Methode zur Bestimmung von mechanischen Schweißgut-Eigenschaften (mittels Zugprobe mit quer verlaufender Schweißnaht) ausschließlich abschätzenden Charakter aufweist und keine normgerechte Werkstoffprüfung darstellt.

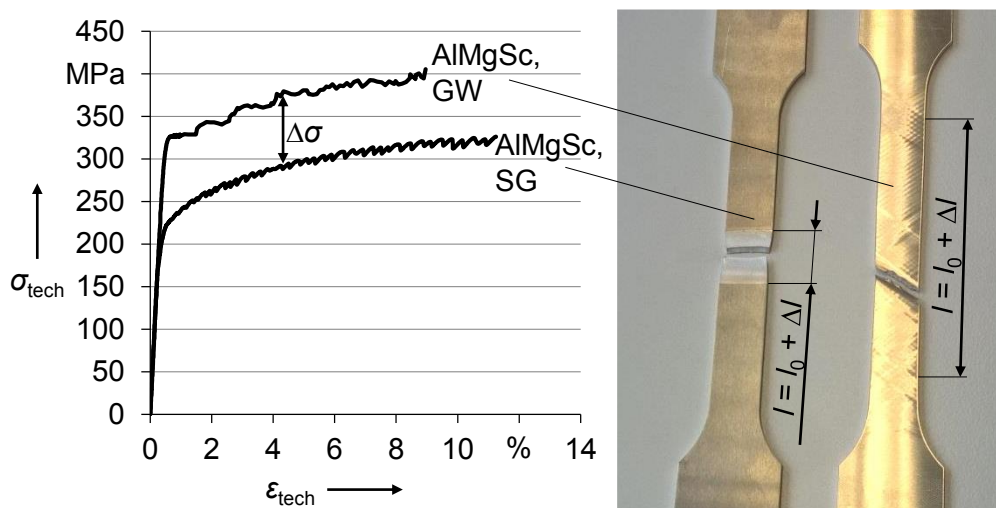


Abbildung 6-8 Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Raumtemperatur für AlMgSc-Grundwerkstoff (GW) und AlMgSc-Schweißgut (SG) bis zur Gleichmaßdehnung, ermittelt aus uniaxialen Zugversuchen (links), geprüfte Zugproben (rechts)

Die Raumtemperaturzugversuche bestätigen den proportionalen Zusammenhang von Härte und Zugfestigkeit (Gleichung 6.2), wenngleich die aus den Härtewerten abgeschätzten

Zugfestigkeitswerte um ca. 6 % von den Zugversuchsergebnissen abweichen. Der Abstand der Spannungs-Dehnungs-Kurven von Grundwerkstoff und Schweißgut zueinander ist dabei nahezu konstant und beträgt $\Delta\sigma \approx 0,2 \cdot R_{m,GW}$. Der Fließbeginn des Schweißguts liegt damit im Vergleich zum Grundwerkstoff bei entsprechend geringerer Spannung, sodass während des Zugversuchs eine plastische Dehnungslokalisierung in der Schweißnaht erfolgte, während der benachbarte Grundwerkstoff rein elastisch beansprucht wurde. Eine Bestätigung für dieses Verhalten liefert die Betrachtung der geprüften Zugproben in Abbildung 6-8, rechts. Während über die parallele Versuchslänge der Zugprobe ohne Schweißnaht hinweg gleichmäßig verteilte Fließfiguren zu erkennen sind, zeigt die Zugprobe mit Rührreibschweißnaht keine Anzeichen plastischer Deformation im Bereich des Grundwerkstoffs (in Kapitel 2.2.6 wird auf die Ursachen und das Auftreten von Fließfiguren eingegangen).

Die im Vergleich zum Grundwerkstoff veränderten Fließeigenschaften der Schweißnaht wurden in den FE-Simulationen des folgenden Kapitels 6.2.2 berücksichtigt, indem die Fließkurven des Schweißgut-Werkstoffs um $\Delta k_f = 0,2 \cdot k_{f,GW}(\varphi = \varphi_g)$ zu geringeren Fließspannungswerten verschoben wurden. Dabei wurde angenommen, dass der Festigkeitsabfall in der Schweißnaht temperaturunabhängig ist und somit stets 20 % der temperaturabhängigen Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs betrug.

6.2.2 Umformversuche und -simulationen

Das Modell der Vorrichtung für die praktischen Umformversuche in Abbildung 6-9 orientiert sich grundsätzlich an den Voruntersuchungen in Kapitel 5.2.2, wobei ein ringförmiger Niederhalter den Blechrand kraftschlüssig einklemmt. Damit die Niederhalterkraft möglichst homogen verteilt wirkt, dient eine Vielzahl an Schraubverbindungen, die im gleichmäßigen Abstand über den Umfang verteilt sind und mit jeweils gleichem Drehmoment angezogen werden.

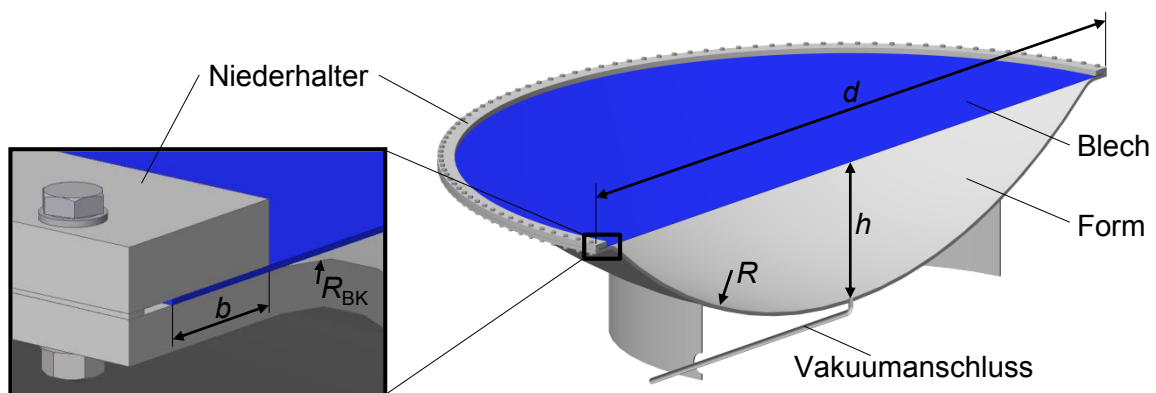


Abbildung 6-9 Radialansicht der Versuchsvorrichtung zum pneumatischen Umformen sphärisch gekrümmter Bleche in den Dimensionen eines Flugzeug-Druckschotts (Abmessungen: $R = 2.200 \text{ mm}$, $d = 3.070 \text{ mm}$, $R_{BK} = 114 \text{ mm}$, $h \approx 530 \text{ mm}$, $b \approx 50 \text{ mm}$)

Die Form und der Niederhalter wurden aus korrosionsbeständigem Stahl gefertigt, um im Gegensatz zu den verwendeten Aluminiumwerkzeugen in den Voruntersuchungen sowohl von den vorteilhaften mechanischen Eigenschaften (höhere Festigkeit und Steifigkeit) als auch von der geringeren Wärmeleitfähigkeit zu profitieren. Dadurch soll beispielsweise der Wärmeverlust des beheizten Blechs durch den Kontakt zu Form und Niederhalter reduziert werden. Aufgrund von Fertigungstoleranzen bei der umformtechnischen Herstellung der Vorrichtung weichen die Ist-Maße von den Modellabmessungen in Abbildung 6-9 geringfügig ab. Die reale Segmenthöhe der Form beträgt beispielsweise $h = 570$ mm und ist somit um ca. 7,5 % größer als im Modell.

Die Blecherwärmung erfolgte mit insgesamt 6 Heizmatten, die individuell regelbar sind. Die Heizmatten wurden derart angeordnet, dass ein innerer kreisförmiger Blechbereich getrennt von einem äußeren kreisringförmigen Bereich beheizt werden konnte (Abbildung 6-10).

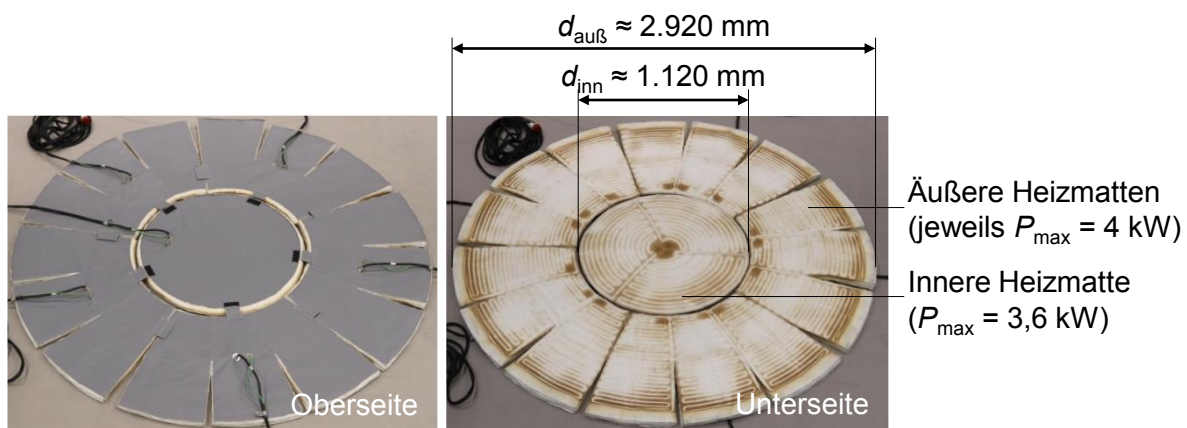


Abbildung 6-10 Sechs individuell regelbare Heizmatten (eine innere, kreisförmige Heizmatte und fünf äußere, kreisringsegmentförmige Heizmatten)

Eine orientierende Bestimmung der (Mindest-)Blechdicke s_0 der kreisrunden Ausgangsrunde erfolgt aus der vorgegebenen Sollgeometrie des sphärisch gekrümmten Blechs, indem das Prinzip der Volumenkonstanz und die vereinfachte Annahme einer gleichmäßigen Blechverdünnung beim Umformen angewendet werden, Gleichung 6.3 [Pae96].

$$s_0 = s_1 \cdot \frac{A_1}{A_0} = \frac{4 \cdot R \cdot s_1}{d^2} \left(2 \cdot R - \sqrt{4 \cdot R^2 - d^2} \right) \quad 6.3$$

Mit den bereits oben genannten Zieldimensionen des sphärisch gekrümmten Druckschotts ($R = 2.200$ mm, $d = 2.800$ mm, $s_1 = 1,5$ mm) ergibt sich die Ausgangsdicke $s_0 = 1,69$ mm. Unter Berücksichtigung des in radialer Richtung variierenden Beanspruchungszustands (siehe Abbildung 5-24 in Kapitel 5.2.1) sowie der zu erwartenden ungleichmäßigen Temperaturexpansion sind entgegen der obigen Annahme lokal unterschiedliche Ausdünnungen wahrscheinlich. Daher wurde für die folgenden Umformversuche und -simulationen mit $s_0 = 1,8$ mm eine geringfügig größere Ausgangsdicke gewählt, als durch Gleichung 6.3 analytisch abgeschätzt worden ist.

Des Weiteren wurde für den Bereich der Schweißnaht eine höhere Dicke gewählt als für das restliche Blech, um der geringeren Beanspruchbarkeit der Schweißnaht (siehe dazu Kapitel 6.2.1) und einem damit zu erwartenden Versagen während des Umformens entgegenzuwirken. Dazu wurden die AlMgSc-Bleche in den entsprechenden Bereichen auf die oben definierte Dicke von $s = 1,8 \text{ mm}$ gefräst (engl. pocketing), die Schweißnaht und deren unmittelbare Umgebung sowie der umlaufende Flansch blieben jedoch mit einer Dicke von $s = 2,8 \text{ mm}$ unbearbeitet. Die Ausgangsblechrunde ist sowohl in Kapitel 6.2.1, Abbildung 6-7 (reales Bauteil) als auch in der folgenden Abbildung 6-11 (FE-Modell) gezeigt.

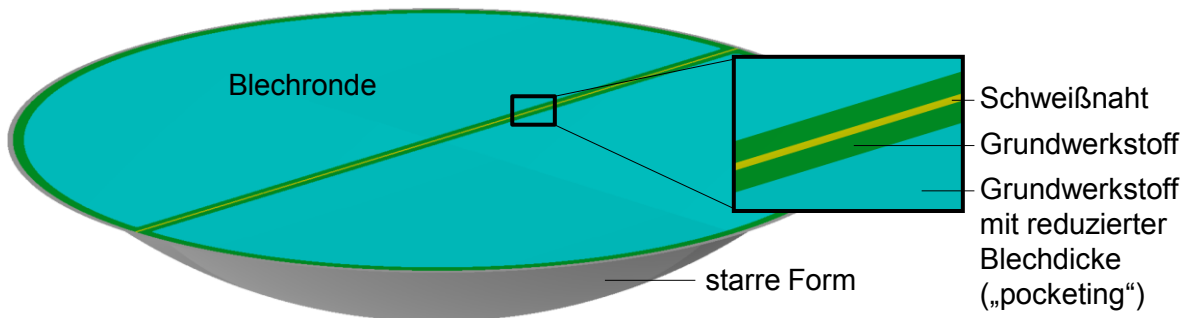


Abbildung 6-11 FE-Modell zur Simulation des pneumatischen Umformens eines geschweißten Blechs mit lokal unterschiedlicher Ausgangsdicke

Der zeitliche Prozessablauf des Umformvorgangs (Druck-Temperatur-Zeit-Zyklus) glich im Allgemeinen den Voruntersuchungen (siehe Abbildung 5-32 in Kapitel 5.2.3.2), wobei auf die Phase der Vordruckbeaufschlagung verzichtet wurde. Der Solldruck wurde stattdessen bereits bei Raumtemperatur vollständig aufgebracht, da aufgrund der relativ hohen und gleichmäßig verteilten Niederhalterkraft im Gegensatz zu den Voruntersuchungen keine Gefahr des radialen Blecheinzugs bestand.

Der maximal mögliche Umformdruck von $p = 0,95 \text{ bar}$ wurde als Solldruck eingestellt und die Umformtemperatur nur so hoch geregelt, wie für eine vollständige Ausformung notwendig war. Die Gründe hierfür waren:

- Die geregelte Blechtemperatur unterlag prozesstechnisch bedingten Schwankungen von bis zu $\Delta T \approx \pm 25 \text{ K}$ (messtechnisch erfasst). Damit einhergehende lokale Temperaturüberhöhungen durften die aus werkstofftechnischen Gründen maximal zulässige Temperatur von $\vartheta_{\text{max}} = 325 \text{ °C}$ (siehe dazu Kapitel 2.2.4) nicht überschreiten.
- Die bereits im ersten Punkt genannten Temperaturschwankungen konnten in entsprechend „überhitzten“ Zonen zu lokalen Dehnungsüberhöhungen führen. Erste Umformversuche zeigten, dass dadurch insbesondere im mittleren Blechbereich, wo die größte mechanische Beanspruchung vorliegt (siehe dazu Kapitel 5.2.1, Abbildung 5-24), Risse verursacht werden können. Aus diesem Grund wurde die Temperatur der inneren Heizmatte geringfügig tiefer geregelt ($\vartheta_{\text{inn}} = 250 \text{ °C}$) als die

der äußeren Heizmatten ($\vartheta_{\text{au\ss}} = 285 \text{ °C}$), um die Gefahr eines Festigkeitsversagens zu reduzieren.

Der experimentelle Aufbau und Ablauf sowie das Versuchsergebnis zum pneumatischen Umformen einer großformatigen und rührreibgeschweißten Blechrunde sind in Abbildung 6-12 dargestellt.

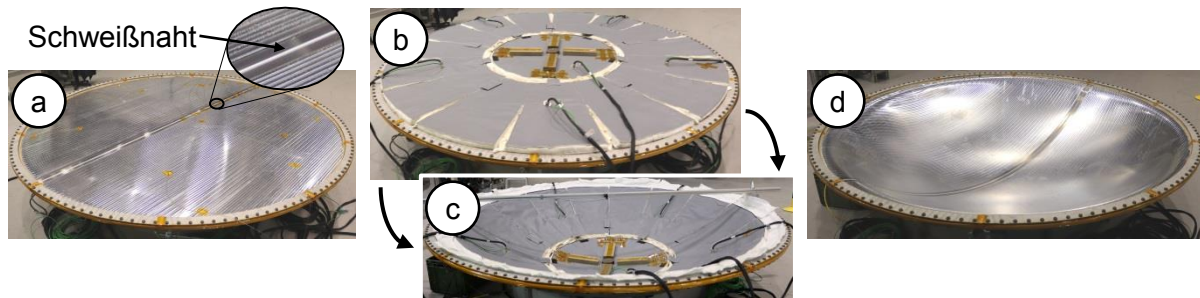


Abbildung 6-12 Versuchsaufbau, -ablauf und -ergebnis: a) Rührreibgeschweißte AlMgSc-Blechrunde auf sphärischer Form positioniert und durch umlaufenden Niederhalter kraftschlüssig eingespannt, b) Heizmatten auf der Blechrunde positioniert, c) Umformvorgang (p - ϑ - t -Zyklus), d) Sphärisch umgeformtes AlMgSc-Blech

Die FE-Simulationen zum Umformen dieser großformatigen, geschweißten AlMgSc-Bleche erfolgten analog zu den Untersuchungen in Kapitel 5.2.3.2 als thermisch-mechanisch gekoppelte Analysen. In einer vorgelagerten Temperaturfeldanalyse wurden die transienten Knotentemperaturen berechnet, die in Abhängigkeit der definierten Heizmattentemperaturen (innen und außen) im Blech auftreten. In einer nachfolgenden strukturmechanischen Analyse dienen diese Ergebniswerte sowie die mechanischen Lasten (Umformdruck, idealisierte Niederhalterwirkung durch Lagerung der Randknoten) zur Berechnung der zeitabhängigen Ausformung. In Abbildung 6-13 ist der sowohl im Versuch gemessene als auch numerisch berechnete vertikale Ausformungsverlauf in der Blechmitte dargestellt, wobei die einzelnen Prozessphasen (Druckaufbringung \rightarrow Blecherwärmung \rightarrow Halten von Druck und Temperatur \rightarrow Abkühlung und Entlastung) entsprechend gekennzeichnet sind.

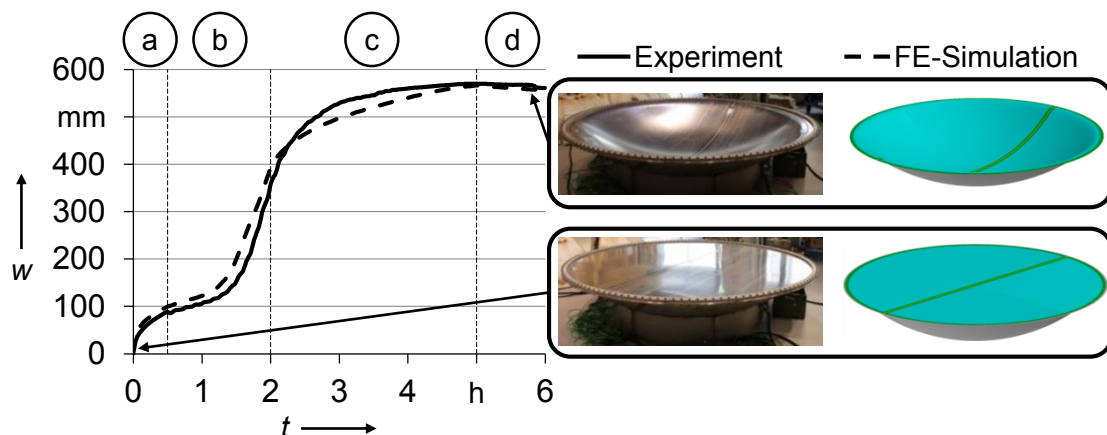


Abbildung 6-13 Gegenüberstellung von Experiment und FE-Simulation in Bezug auf die zeitliche vertikale Ausformung beim pneumatischen Umformen einer rührreibgeschweißten Blechrunde: a) Beaufschlagung des Solldrucks $p = 0,95 \text{ bar}$, b) Blecherwärmung auf Solltemperatur $\vartheta_{\text{inn}} = 250 \text{ °C}$ und $\vartheta_{\text{au\ss}} = 285 \text{ °C}$, c) Konstanthalten von Solldruck und Solltemperatur, e) Abkühlung und Entlastung

In Abbildung 6-13 ist ersichtlich, dass die vollständige Ausformung der Blechrunde ($w_{\max} \triangleq h$) nach Ablauf des Abschnitts „c“ sowohl im Experiment als auch im Versuch erreicht wurde und dass die Rückformung bei Entlastung und Abkühlung sehr klein war. Der Hauptanteil der Ausformung erfolgte dabei während der Blecherwärmung (bei konstantem Druck, Abschnitt „b“ im Diagramm). Insbesondere nach einer Zeit von $t \approx 1,25$ h, d.h. beim Überschreiten einer Temperatur von $\vartheta \approx 150 \dots 180$ °C, stieg die Ausformung bis zum Erreichen der Solltemperatur stark an. Dieses Verhalten ist hauptsächlich durch die temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften von AlMgSc zu begründen, da die 0,2 %-Dehngrenze und der Elastizitätsmodul oberhalb von $\vartheta = 150$ °C stark sinken (siehe Abbildung 4-2 in Kapitel 4.1.1). Des Weiteren geht aus Abbildung 6-13 eine relativ gute Übereinstimmung von Versuch und Simulation hervor. Die geringen Abweichungen, die dennoch zwischen beiden Ergebnissen vorliegen, sind vorwiegend auf folgende Ursachen zurückzuführen:

- Im Versuch wurde der Solldruck ($p = 0,95$ bar) aufgrund der limitierten Saugleistung der Vakuumpumpe bis zum Ende des Abschnitts „a“ nicht komplett erreicht, sondern betrug nur $p \approx 0,85$ bar. Erst nach einer Zeit von etwa $t \approx 2$ h lag der Solldruck vollständig an.
- Während die Blechtemperaturen im FE-Modell linear von Raumtemperatur auf Solltemperatur anstiegen (Abschnitt „b“), zeigten die gemessenen Blechtemperaturen im Experiment ein leicht trägeres Verhalten bzw. einen geringfügig verzögerten Anstieg.
- Während des Prozessabschnitts „c“ (Solldruck und -temperatur werden konstant gehalten) traten im Experiment Temperaturschwankungen von bis zu $\Delta T \approx \pm 25$ K auf.

Wie bereits die Untersuchungen an kleineren Bauteilen in Kapitel 5.2.3.2 (Abbildung 5-37) zeigten, neigt der umlaufende und während des Umformvorgangs eingespannte Blechrand aufgrund thermischer Spannungen zum Beulen, sobald nach dem Umformversuch der Niederhalter entfernt wird. Das Abtrennen dieses Blechrandbereichs (Flansch und Biegekante) nach dem Umformprozess lieferte das in Abbildung 6-14 dargestellte großformatige und sphärisch gekrümmte Aluminiumblech mit den Realdimensionen eines hinteren Flugzeug-Druckschotts.

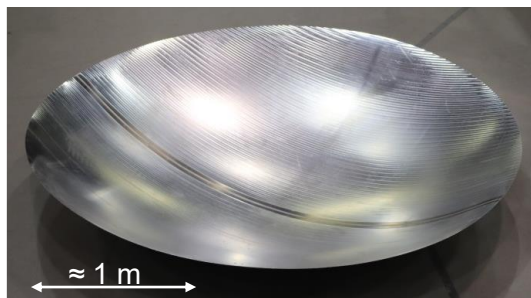


Abbildung 6-14 Versuchsergebnis zum pneumatischen Umformen einer großformatigen und rührreibgeschweißten AlMgSc-Blechrunde in die sphärische Geometrie eines Flugzeug-Druckschotts nach Abtrennen des Einspannbereichs

7 Zusammenfassung und Fazit

Dieses Kapitel ist in zwei Teile unterteilt. Zunächst werden in Kapitel 7.1 die Untersuchungen und Ergebnisse dieser Arbeit zusammengefasst. Dabei werden unter anderem Gültigkeitsgrenzen zu dem erarbeiteten Modell aufgezeigt sowie Handlungsempfehlungen bei der Umsetzung der entwickelten Umformmethode gegeben.

Das Kapitel 7.2 beinhaltet ein Fazit zu der vorliegenden Arbeit.

7.1 Zusammenfassung der Ergebnisse

Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Umformverhalten von kreisrunden Ausgangsblechen in sphärisch gekrümmte Negativformen durch pneumatischen Druck, d.h. durch Evakuierung des Luftvolumens zwischen Werkzeug und Werkstück, untersucht. Mit Hinblick auf die Anwendung im Flugzeugbau richtete sich der Fokus insbesondere auf großformatige und dünnwandige Aluminium-Blechrenden.

Die Untersuchungen wurden danach unterteilt, ob die Umformung ohne Blechhalter erfolgt (Kapitel 5.1) oder ob ein Blech- bzw. Niederhalter zur Vermeidung des radialen Blecheinzugs zum Einsatz kommt (Kapitel 5.2). Durch diese Modifikation unterscheidet sich das Umformverhalten grundlegend, da unterschiedliche Beanspruchungszustände im Werkstück erzeugt werden.

Laut DIN-Norm 8582 ist die erste Verfahrensvariante, das pneumatische Umformen ohne Niederhalter, entsprechend der wirkenden Zug-Druck-Beanspruchung dem Tiefziehen zuzuordnen [DIN03b]. Im Gegensatz dazu gilt für das pneumatische Umformen mit Niederhalter, der den Blecheinzug vollständig unterbindet, die Einordnung in die Verfahrensgruppe des Tiefens, da im Blech ausschließlich Zugspannungen wirken [DIN03c]. Demzufolge sind für die beiden Verfahrensvarianten auch verschiedene für die jeweilige Beanspruchungsart typische Versagensformen relevant. Während beim niederhalterlosen Tiefziehen das Stabilitätsproblem des Beulens als Versagensform ausschlaggebend ist, neigen die Blechrenden beim Tiefen zum Festigkeitsversagen (Kapitel 2.4).

In Kapitel 5.1 liegt das Hauptaugenmerk somit auf einer tiefgründigen Auseinandersetzung mit den Beulursachen und -abhängigkeiten beim pneumatischen Umformen sphärischer Blechbauteile ohne Niederhalter und der Erstellung eines allgemeingültigen, analytischen Modells hinsichtlich derer Umformbarkeit. Das Kapitel 5.2 setzt sich hingegen mit der prozesstechnischen Umsetzung der Blechrückhaltung und -erwärmung auseinander, um eine versagensfreie und endkonturnahe Umformung dünnwandiger sowie großformatiger Blech-

bauteile zu ermöglichen. Im Speziellen steht dabei die neuartige Aluminiumlegierung AlMgSc im Fokus.

Die Ergebnisse der Untersuchungen zu beiden Verfahrensvarianten werden im Folgenden separat diskutiert.

Niederhalterloses Umformen sphärischer Blechbauteile, Kapitel 5.1:

Bei der Umformung eines kreisrunden Blechbauteils in eine doppelt gekrümmte, kugelschalensegmentartige Negativform erfolgt ein radialer Blecheinzug, soweit dieser nicht durch entsprechende Maßnahmen (kraft- und/oder formschlüssige Blechrückhaltung am Rand) unterbunden wird. Die daraus resultierende tangential Druckbeanspruchung im Blechrandbereich ist die Ursache für das Versagen durch Beulbildung während des Umformens. Als Versagensgrenze wurde im Rahmen dieser Arbeit der „beulkritische Rondendurchmesser“ definiert, um damit eine praxisrelevante Aussage in Bezug auf die Umformbarkeit zu liefern. Das heißt, Blechronden mit einer Größe unterhalb des beulkritischen Rondendurchmessers gelten als beulfrei umformbar, wohingegen größere Blechronden mit hoher Wahrscheinlichkeit durch Ausbeulen versagen. Die Versagensgrenze hängt dabei maßgeblich von weiteren geometrischen Größen und vom verwendeten Blechwerkstoff ab. So zeigen die Ergebnisse aus praktischen Umformversuchen und FE-Simulationen in Kapitel 5.1.4.3 übereinstimmend, dass die Beulgefahr bzw. die Beulkritikalität durch größere Bleche, geringere Blechdicken und höhere Formkrümmungen ansteigt. Aus den Untersuchungen hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften in Kapitel 5.1.4.4 geht unter anderem hervor, dass der beulkritische Rondendurchmesser durch die Fließgrenze beeinflusst wird, indem eine höhere Fließgrenze eine größere beulfrei umformbare Blechrunde bewirkt.

Um diese verschiedenen Einflüsse in einem Kriterium zusammenzufassen, mit dem die Gefahr eines Beulversagens für einen gewählten Anwendungsfall abgeschätzt werden kann, wurden in Kapitel 5.1.5 analytische Betrachtungen zum Ausformungs-, Spannungs- und Beulverhalten angestellt. Mit Hilfe des Modellansatzes, den während der Umformung druckbeanspruchten und beulgefährdeten Randbereich des Blechwerkstücks auf den akademischen Beulfall eines druckbelasteten Blechstreifens zu übertragen, wurde in Kapitel 5.1.5.3 (Gleichung 5.23) ein geeignetes Beul-Kriterium abgeleitet. Das Kriterium basiert dabei auf dem Vergleich der maximalen tangentialen Druckspannung bei vollständiger Ausformung mit der kritischen Beulspannung.

Die aus dem analytischen Modell hervorgehenden Werte zum beulkritischen Rondendurchmesser zeigen eine gute Übereinstimmung mit den numerisch und experimentell iterativ ermittelten Ergebnissen. Darüber hinaus können damit auch andere Werkstoffe mit elastisch-plastischem Verhalten betrachtet werden, um die Beulkritikalität beim niederhalterlosen

pneumatischen Umformen sphärischer Blechbauteile abzuschätzen. Dennoch ist der Gültigkeitsbereich des Modells aus folgenden Gründen beschränkt:

- Im analytischen Modell werden ausschließlich Membranspannungen berücksichtigt. Das heißt, es können damit nur dünnwandige Bleche ($s \ll d$) und relativ geringe Formkrümmungen ($s \ll R$) betrachtet werden, wo Biegespannungen vernachlässigbar sind.
- Der dimensionslose Beulwert k zur Berechnung der kritischen Beulspannung hängt unter anderem davon ab, wie stark die Krümmung des beulgefährdeten Blechs ausgeprägt ist. Die Bestimmung dieses Beulwerts erfolgte in Gleichung 5.21 über die Rückrechnung unter Verwendung eines bereits bekannten, numerisch iterativ ermittelten kritischen Rondendurchmessers, dem ein Krümmungsradius von $R = 1.500 \text{ mm}$ zugrunde liegt. Weicht der Krümmungsradius in seiner Größenordnung für einen zu untersuchenden Fall stark davon ab, sollte der Beulwert k mittels numerischer oder experimenteller Ergebnisse neu ermittelt werden.
- Unter bestimmten Bedingungen wie beispielsweise bei erhöhter Umformtemperatur oder beim Umformen mit sehr hoher Geschwindigkeit können weitere Werkstoffeigenschaften, z.B. die Kriechneigung und dehnratenabhängige Fließeigenschaften, maßgeblichen Einfluss auf das Beulverhalten ausüben. Die Gültigkeit des Modells sollte für den jeweiligen Fall überprüft werden.
- Hinsichtlich der bereits in Kapitel 2.4.2.4 thematisierten geometrischen und werkstoffbedingten Imperfektionen, die in der Praxis unvermeidbar sind (z.B. lokale und globale Dickenschwankungen, Blechunebenheiten, Walzwelligkeiten, anisotrope Werkstoffeigenschaften usw.), kann die Lösung des analytischen Modells von der Realität abweichen.
- Für den Fall, dass die Zielgeometrie von einer ideal sphärischen Gestalt abweicht (z.B. durch unterschiedliche Krümmungsradien in verschiedene Richtungen) oder dass Dickenvariationen im Ausgangsblech vorhanden sind, kann mit Hilfe des analytischen Modells keine Aussage zur Beulgefahr getroffen werden. Stattdessen ist eine FE-Simulation für den betreffenden Problemfall empfehlenswert, welche mit der in dieser Arbeit vorgestellten Modellierung (Kapitel 5.1.2) erfolgen kann.

Trotz der genannten Beschränkungen eignet sich das analytische Modell in Kapitel 5.1.5.3, Gleichung 5.23 zur qualitativen Abschätzung der Beulkritikalität beim niederhalterlosen Umformen dünnwandiger und sphärischer Blechgeometrien, wie durch numerische und experimentelle Untersuchungen nachgewiesen wurde.

Im Hinblick auf besonders großformatige Blechbauteile im Flugzeugbau (z.B. das hintere Druckschott, siehe Kapitel 6.2) sind die beulkritischen Rondendurchmesser für relevante Blechdicken und Krümmungsradien im Allgemeinen zu gering. Demzufolge sind Maßnahmen zur Vermeidung der Beulbildung und damit zur versagensfreien Umformung notwendig.

Umformen sphärischer Blechbauteile mit Niederhalter, Kapitel 5.2:

Die Vermeidung einer Beul- bzw. Faltenbildung beim Umformen sphärischer Blechbauteile wird durch den Einsatz eines Niederhalters ermöglicht. Die Wirkungsweise des Niederhalters kann sich dabei folgendermaßen unterscheiden:

- Wird zwischen Niederhalter und Form weiterhin ein radialer Blecheinzug zugelassen (verschiebbare Lagerung der Blechrunde), wirken konsequenterweise beulverursachende Druckspannungen. Die Ausprägung der Beulen wird jedoch durch den relativ steifen Niederhalter unterdrückt („Beulen werden niedergehalten“). Der Vorteil dieser Wirkungsweise besteht darin, dass die Blechdicke weitestgehend konstant bleibt bzw. dass keine nennenswerte Ausdünnung während der Umformung eintritt. Nachteilig wirkt sich hingegen aus, dass auf diese Weise nur Beulen im Flanschbereich (im direkten Kontakt zum Niederhalter) unterdrückt werden können. Der innere Bereich, das heißt in radialer Richtung innerhalb des Niederhalters, bleibt weiterhin beulgefährdet (siehe dazu Abbildung 5-29 in Kapitel 5.2.3.1). Des Weiteren ist im vorliegenden Fall ein kontrollierter und über den Umfang gleichmäßiger radialer Blecheinzug unterhalb des Niederhalters prozesstechnisch schwierig zu realisieren.
- Alternativ kann bereits die Entstehung beulverursachender Druckspannungen verhindert werden, indem eine vollständige Unterbindung des radialen Blecheinzugs erfolgt (unverschiebbare Lagerung des Blechs zwischen Niederhalter und Form). Als Nachteile sind größere benötigte Umformkräfte und die Blechausdünnung zu nennen, die gegebenenfalls zum Festigkeitsversagen (Einschnürung, Riss, siehe auch Kapitel 2.4.1) führen können.

Für die im Rahmen dieser Arbeit vorliegende Problemstellung wurde die zweite aufgeführte Variante gewählt, um das Auftreten von Beulen unabhängig von Geometrie- und Werkstoffeigenschaften vollständig auszuschließen und somit den Prozess zu stabilisieren.

Die radiale Blechrückhaltung erfolgte dabei ausschließlich auf kraftschlüssige Art, das heißt mittels Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug bei entsprechend großer Niederhalterkraft. Die dazu durchgeführten experimentellen und numerischen Untersuchungen in Kapitel 5.2.3.1 zeigen insbesondere, dass die Niederhalterkraft möglichst gleichmäßig über den Umfang verteilt wirken sollte, um lokale Blecheinzüge und damit verbundene Faltenbildung zu vermeiden. Auf die in der Praxis oftmals angewendeten formschlüssigen Konzepte der

Blechrückhaltung mittels Ziehsicken [Bir13] wurde in den Untersuchungen dieser Arbeit verzichtet. Der Grund dafür ist, dass der verwendete Werkstoff AlMgSc eine relativ geringe Duktilität bei Raumtemperatur aufweist (siehe dazu Kapitel 4.1.1) und somit zum Festigkeitsversagen bei starker plastischer Deformation neigt, welche beim Einsatz von Ziehsicken üblich ist.

Aus den Ergebnissen in Kapitel 5.2.3.2 geht des Weiteren hervor, dass eine erhöhte Blechtemperatur während der Umformung vielseitige Vorteile bewirkt. Im Vergleich zur Umformung bei Raumtemperatur sind die geringere erforderliche Umformkraft für eine vollständige Ausformung und die reduzierte notwendige Niederhalterkraft zur Unterbindung des radialen Blecheinzugs hervorzuheben. Dieses Verhalten ist durch die niedrigere Werkstoffsteifigkeit und die größere Kriechneigung bei höherer Temperatur begründet, wodurch größere Deformationen bei gleicher Last einhergehen. Darüber hinaus zeigen die Ergebnisse aus FE-Simulation und Versuch übereinstimmend sehr geringe Rückfederungen, sodass sich diese Methode zum Umformen sphärischer Blechbauteile mit Niederhalter und bei erhöhter Temperatur als endkonturnahes Umformverfahren (engl. near net shape forming process) auszeichnet.

Ein weiterer Schwerpunkt der Untersuchungen in Kapitel 5.2 stellt die Blecherwärmung mittels Heizmatten dar. Mit dem Ziel, eine energie- und kostengünstige Alternative zum sonst üblichen Ofenprozess [Zha11a] zu entwickeln, wurden an die Umformgeometrie angepasste Heizmatten (textile Gewebe mit eingenähten Widerstandsheizleitern) angefertigt, siehe Kapitel 5.2.2.2. Dadurch wurde eine Erwärmung des Blechwerkstücks ermöglicht, während das Formwerkzeug und der Niederhalter weitgehend unbeheizt blieben. Aus den experimentellen Untersuchungen können folgende prozesstechnische Schlussfolgerungen zur Blecherwärmung durch Heizmatten gezogen werden:

- Der Wärmeeintrag der Heizmatte bzw. der darin eingenähten Heizleiter erfolgt ausschließlich in das Blechwerkstück (Wärmeverlust an Umgebung vernachlässigt). Dennoch ist die indirekte Erwärmung der Form und des Niederhalters infolge des Kontakts zum beheizten Blech unvermeidbar. Damit gehen Nachteile wie ein reduzierter Wirkungsgrad der Heizmatte und unerwünschte radiale Temperaturunterschiede in der Blechrunde einher. Um dem entgegenzuwirken, kann ein Form- und Niederhalterwerkstoff mit geringer Wärmeleitung verwendet werden (zum Beispiel Stahl statt Aluminium, siehe Kapitel 6.2.2). Eine weitere (im Rahmen dieser Arbeit nicht untersuchte) Möglichkeit zur Reduzierung des Wärmeverlusts in das Werkzeug ist dessen Beschichtung mit einem wärmeisolierenden Werkstoff.
- Um eine ständige Blecherwärmung während des gesamten Umformvorgangs zu gewährleisten, ist die Anpassungsfähigkeit der Heizmatte entsprechend der Umform-

geometrie essentiell (im vorliegenden Fall: kreisförmige Ausgangsrunde → sphärisches Kugelschalensegment). Dazu trägt unter anderem eine geeignete, beispielsweise konzentrische Anordnung der eingewärmten Heizleiter bei. Bei den Umformversuchen in Kapitel 6.2.2 wurden zudem Gewichte zum Beschweren der Heizmatte verwendet, damit der Kontakt von Heizmatte zur Blechoberfläche auch im ausgeformten Zustand erhalten bleibt (Abbildung 6-12).

- Aufgrund der Randeinspannung zwischen Form und Niederhalter und der damit verhinderten Temperaturexpansion des Blechs besteht beim Erwärmen die Gefahr des thermischen Beulens. Durch eine angepasste Prozessführung kann diese Beulgefahr behoben werden, indem entweder der Umformdruck vor der Blecherwärmung aufgebracht wird (Abbildung 5-32 in Kapitel 5.2.3.2) oder die Randeinspannung erst nach der Blecherwärmung erfolgt.
- Mit größerer Anzahl an separat ansteuerbaren Heizleitern innerhalb der Heizmatte(n) steigt die Auflösung der regelbaren Temperaturverteilung im Werkstück. Dadurch können lokal auftretende Wärmeverluste kompensiert werden, die aufgrund des Kontakts zum unbeheizten Werkzeug unvermeidbar sind. Darüber hinaus ist es möglich, gezielt Temperaturunterschiede im Blech zu erzeugen, um das Umformverhalten entsprechend zu beeinflussen. Beispielsweise wird in Kapitel 6.2.2 der innere Blechbereich mit einer geringfügig niedrigeren Umformtemperatur beaufschlagt als der äußere Blechbereich, um der größeren Blechausdünnung und damit der Rissgefahr im Bereich der höchsten biaxialen Zugspannung in Blechmitte (siehe dazu analytische Betrachtungen zum Spannungszustand in Kapitel 5.2.1) entgegenzuwirken.

Die Umsetzbarkeit des entwickelten Umformverfahrens dünnwandiger und sphärisch gekrümmter Blechbauteile mit der neuartigen Aluminiumlegierung AlMgSc wird in Kapitel 6.1 und Kapitel 6.2 an zwei praxisrelevanten Beispielen für die Anwendung im Flugzeugrumpf nachgewiesen. Daraus besonders hervorzuhebende Ergebnisse sind die Umformbarkeit mehrerer Blechrunden in einem Vorgang (soweit der zur Verfügung stehende Umformdruck für eine vollständige Ausformung ausreichend ist, Kapitel 6.1) sowie stumpf zusammenschweißter Bleche (Kapitel 6.2).

Des Weiteren konnte durch die Anwendung des Kriechumformens und der AlMgSc-Legierung signifikante, aus dem Zusammenspiel von Werkstoff, Fertigung und Konstruktion hervorgehende Verbesserungen im Vergleich zur auf der Aluminiumlegierung AA2024 basierenden konventionellen Differentialbauweise aufgezeigt werden. Am Beispiel des Flugzeug-Druckschotts (Kapitel 6.2) lassen sich folgende konkrete Punkte ableiten:

- der Wegfall der energetisch aufwändigen thermomechanischen Behandlungsprozesse (Lösungsglühen, Abschrecken, Auslagerung, siehe Kapitel 2.2.2.2) der Ausgangsbleche,
- die Masseinsparung durch eine integrale Bauweise, die den Verzicht auf Nietverbindungen und Fügeflansche ermöglicht,
- die endkonturnahe umformtechnische Herstellung, weil bei erhöhter Umformtemperatur wesentlich geringere Rückfederungen einhergehen,
- weniger Ausschussmaterial bei der Fertigung, da der abzutrennende Einspannbereich beim einmaligen Kriechumformen des Gesamtbauteils entsprechend kleiner ist als beim viermaligen Kaltstreckziehen von 90°-Kugelschalensegmenten und
- die Möglichkeit zur dickenfrästechnischen Bearbeitung im ebenen Zustand zum Einbringen von lokalen Verstärkungen (dem Umformprozess vorgelagert), da beim Kriechumformen kein starrer Stempel auf die konkave Oberfläche drückt.

Nicht zuletzt bieten sowohl das vereinfachte Werkzeugkonzept, bei dem der Umformdruck ausschließlich durch eine Vakuumpumpe erzeugt wird und somit kein Autoklav sowie keine „massive“ Streckziehmaschine notwendig sind, als auch das ofenlose Erwärmungskonzept durch Heizmatten Möglichkeiten zur wesentlichen Aufwands- und Kostenreduzierung.

7.2 Fazit

Die vorliegende Arbeit hat das Umformverhalten großflächiger, dünnwandiger und sphärischer Blechbauteile für die Anwendung im Flugzeugrumpf zum Thema. Die konkrete Zielstellung bestand darin, kreisrunde Ausgangsbleche in die Geometrie von Kugelschalensegmenten zu überführen. Dafür wurde das Verfahren des Kriechumformens eingesetzt, d.h. das Blechwerkstück wurde durch pneumatischen Druck und bei erhöhter Temperatur gegen die konkav gekrümmte Formoberfläche gedrückt. Das Verfahren des niederhalterlosen Kriechumformens wird bereits zur Herstellung von Flügelschalen aus ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen eingesetzt (engl. creep age forming). Um diese Technologie auch auf sphärisch gekrümmte Blechbauteile zu übertragen, bestand die Herausforderung insbesondere in der Vermeidung eines Beulversagens während des Umformprozesses. Des Weiteren stand die neuartige Aluminiumlegierung AlMgSc im Blickpunkt, die sich aufgrund ihrer Eigenschaften für die Anwendung in Luftfahrzeugstrukturen empfiehlt.

Zunächst wurden die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe durch mechanische Prüfungen umfassend charakterisiert. Die daraus erhaltenen Daten dienten vor allem zur Erstellung geeigneter Werkstoffmodelle für die numerischen Simulationen.

Danach erfolgte eine systematische Auseinandersetzung mit den Beulursachen beim pneumatischen niederhalterlosen Umformen kreisrunder Bleche in sphärisch gekrümmte Negativformen. Darauf aufbauend wurde ein analytisches Modell entwickelt, wodurch die Beulkritikalität von Blechronden in Abhängigkeit von geometrischen Größen und von Werkstoffeigenschaften bestimmt werden kann. Der Validierung des Modells dienten Ergebnisse aus Umformversuchen und Simulationen mit Hilfe der Finite-Element-Methode (FEM). Die Anwendung dieses Modells ermöglicht eine abschätzende Vorhersage, ob eine gewählte sphärische Geometrie aus einem bestimmten Werkstoff beulfrei umformbar ist oder ob Maßnahmen zur Verhinderung von Beulen ergriffen werden müssen.

Daran schlossen sich Untersuchungen zur aktiven Verhinderung von Beulen an. Dabei bewirkte ein Niederhalter die radiale Blechrückhaltung, d.h. der radiale Blecheinzug wurde vollständig unterbunden, wodurch die beulverursachenden tangentialen Druckspannungen unterdrückt wurden. Es wurde anhand experimenteller und numerischer Ergebnisse gezeigt, dass mit Hilfe des Niederhalters, bei erhöhter Blechtemperatur sowie durch eine geeignete Prozessführung eine endkonturnahe Herstellung großformatiger, dünnwandiger und sphärisch gekrümmter Blechbauteile versagensfrei möglich ist.

Besteht keine Beulgefahr, ist grundsätzlich die niederhalterlose Verfahrensweise zu bevorzugen. Die Gründe dafür sind hauptsächlich fertigungstechnischer Natur, z.B. geringerer Aufwand durch Verzicht auf einen Niederhalter, nahezu konstante Enddicke der umgeformten Teile und die Vermeidung von Einspannbereichen, die nach der Formgebung abgetrennt werden müssen. Bei beulüberkritischen Zielgeometrien ist die Verwendung eines Niederhalters jedoch unvermeidbar.

Weiterhin wurde durch experimentelle Untersuchungen die Eignung von Heizmatten zur Erzeugung der erforderlichen erhöhten Umformtemperaturen im Werkstück nachgewiesen. Damit entfiel der energieintensive und nach aktuellem Stand der Technik übliche Ofenprozess. Zudem war es dadurch möglich, das Umformverhalten gezielt durch eine lokal angepasste Temperaturführung zu beeinflussen.

Die Anwendung der untersuchten Umformmethode wurde abschließend an ausgewählten Beispielen gezeigt. So konnte anhand des hinteren Flugzeug-Druckschotts, das eine großformatige, dünnwandige und sphärische Struktur darstellt, die Übertragbarkeit der erarbeiteten Erkenntnisse auf ein Realbauteil gezeigt werden. Weitere mögliche Anwendungsbereiche stellen beispielsweise die Herstellung von Tankdeckeln von Raumfahrzeugen oder die Fertigung großformatiger Parabolspiegel dar.

Literatur

- [Abb02] M. Abbadi, P. Hähner, A. Zeghloul: On the characteristics of Portevin–Le Chatelier bands in aluminum alloy 5182 under stress-controlled and strain-controlled tensile testing. *Journal of Materials Science and Engineering: A*, Vol. 337, S. 194-201 (2002)
- [Ada04] T. Adachi, S. Kimura, T. Nagayama, H. Takehisa, M. Shimanuki: Age Forming Technology for Aircraft Wing Skin. *Materials Forum* Vol. 28, S. 202-207 (2004)
- [Ale13] N.N.: Aerospace Aluminum AA5024 AlMgSc Sheet. Werkstoffdatenblatt, Aleris Corporation, https://www.aleris.com/wp-content/uploads/2014/08/Aersopace-Aluminum_AlMgSc-Sheet_UB_2013_10_31.pdf (Stand: 12.04.2018)
- [Ale15] N.N.: Aerospace Aluminum AA5028 AlMgSc – The Strong Lightweight. Werkstoffdatenblatt, Aleris Corporation, https://www.aleris.com/wp-content/uploads/2016/02/AL-2342_012-Aktualisierung-BR-AlMgSc-2015-06-03-WEB.pdf (Stand: 11.04.2018)
- [Alt65] D. Altenpohl: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH (1965)
- [Alu98] N.N.: Aluminum Alloy – Selection and Application. Aluminum Association, Inc., <http://www.calm-aluminium.com.au/documents/aluminium-alloys.pdf> (Stand: 19.04.2018)
- [And04] M. Andreas: Zum Stabilitätsnachweis von Schalentragwerken aus Hochleistungsbeton. Dissertation, Bergische Universität Wuppertal (2004)
- [Arc05] N.N.: Alloy 2099-T83 and 2099-T8E67 extrusions. Werkstoffdatenblatt, Arconic Inc., https://www.arconic.com/hard_alloy_extrusions/catalog/pdf/alloy2099techsheet.pdf (Stand: 11.04.2018)
- [ASM18] N.N.: Aluminum 2024-T3. Werkstoffdatenblatt, ASM Aerospace Specification Metals, Inc., <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA2024T3> (Stand: 11.04.2018)
- [Awi12] B. Awiszus, S. Härtel: Finite Elemente Methode. In H. Hoffmann, R. Neugebauer, G. Spur: *Handbuch Umformen*. Carl Hanser Verlag München (2012)
- [Bal10] H. Balke: Einführung in die Technische Mechanik. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2010)

- [Ban00] D. Banabic: Anisotropy of Sheet Metal. In D. Banabic, H.-J. Bunge, K. Pöhlandt, A.E. Tekkaya: Formability of Metallic Materials – Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2000)
- [Ban15] D. Banabic: Fließkriterien. In K. Siegert: Blechumformung. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2015)
- [Bar91] F. Barlat, D.J. Lege, J.C. Brem: A six-component yield function for anisotropic materials. International Journal of Plasticity, Vol. 7, S. 693-712 (1991)
- [Bir13] A. Birkert, S. Haage, M. Straub: Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile – Auslegung von Ziehanlagen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2013)
- [Bet08] J. Betten: Creep mechanics. 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2008)
- [Bow59] F.P. Bowden, D. Tabor: Reibung und Schmierung fester Körper. 2. Auflage, deutsche Übersetzung von E.H. Freitag, Springer-Verlag Berlin Göttingen Heidelberg (1959)
- [Bre05] J.C. Brem, F. Barlat, R.E. Dick, J.-W. Yoon: Characterizations of Aluminum Alloy Sheet Materials. Proceedings of the 6th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Process Numisheet, S. 1179-1190 (2005)
- [Bre92] H.M. Brewer Jr., M.C. Holman: Method of Tool Development. US-Patent Nr. 5168169 (1992)
- [Bru75] D.O. Brush, B.O. Almroth: Buckling of Bars, Plates, and Shells. McGraw-Hill Book Company (1975)
- [Bür66] G. Bürgermeister, H. Steup, H. Kretzschmar: Stabilitätstheorie mit Erläuterungen zu den Knick- und Beulvorschriften. 3. Auflage, Akademie-Verlag Berlin (1966)
- [Cha12] S. Chatti, F. Maevus, M. Hermes, A.E. Tekkaya, M. Kleiner: Biegeumformen. In H. Hoffmann, R. Neugebauer, G. Spur: Handbuch Umformen. Carl Hanser Verlag München (2012)
- [Con17] N.N.: Airware ® 2196-T8511 Extrusions. Werkstoffdatenblatt, Constellium, https://www.constellium.com/sites/default/files/markets/airware_2196_t8511_extrusions.pdf (Stand: 11.04.2018)

- [Cos14] P.R. Costa Jr., C.d.M. Neto, D.A. Wade: Evaluation of a 7050-TAF Aluminum Alloy Submitted to Creep Age Forming. *Materials Research Ibero-american Journal of Materials*, Vol.17, S. 603-611 (2014)
- [Cyr17] N.N.: La Société. Cyril Bath Company, <http://www.cyrilbath.com/fr/la-société> (Stand: 22.02.2017)
- [Dal08] J.W. Dally: Statistical Analysis of Experimental Data. In W.N. Sharpe: Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics. Springer Science + Business Media New York (2008)
- [Dav00] V.G. Davydov, T.D. Rostova, V.V. Zakharov, Yu.A. Filatov, V.I. Yelagin: Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys. *Journal of Materials Science and Engineering: A*, Vol. 280, S. 30-36 (2000)
- [Die13] J. Dietrich, H. Tschätsch: Praxis der Umformtechnik - Umform- und Zerteilverfahren, Werkzeuge, Maschinen. 11. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden (2013)
- [DIN03a] N.N.: DIN 8580:2003-09: Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung. Beuth Verlag GmbH Berlin (2003)
- [DIN03b] N.N.: DIN 8584-3:2003-09: Fertigungsverfahren Zugdruckumformen - Teil 3: Tiefziehen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag GmbH Berlin (2003)
- [DIN03c] N.N.: DIN 8585-4:2003-09: Fertigungsverfahren Zugumformen - Teil 4: Tiefen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag GmbH Berlin (2003)
- [DIN03d] N.N.: DIN 8586:2003-09: Fertigungsverfahren Biegeumformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag GmbH Berlin (2003)
- [DIN03e] N.N.: DIN 8585-1:2003-09: Fertigungsverfahren Zugumformen - Teil 1: Allgemeines - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag GmbH Berlin (2003)
- [DIN05] N.N.: DIN EN 573-1:2005-02: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 1: Numerisches Bezeichnungssystem. Beuth Verlag GmbH Berlin (2005)
- [DIN09a] N.N.: DIN EN ISO 204:2009-10: Metallische Werkstoffe – Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung – Prüfverfahren. Beuth Verlag GmbH Berlin (2009)
- [DIN09b] N.N.: DIN EN ISO 6892-1:2009-12: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Beuth Verlag GmbH Berlin (2009)

- [DIN11] N.N.: DIN EN ISO 6892-2:2011-05: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. Beuth Verlag GmbH Berlin (2011)
- [DIN13] N.N.: DIN EN 573-3:2013-12: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen. Beuth Verlag GmbH Berlin (2013)
- [DIN14] N.N.: DIN EN ISO 18265:2014-02: Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten. Beuth Verlag GmbH Berlin (2014)
- [DIN17] N.N.: DIN EN 515:2017-05: Aluminium und Aluminiumlegierungen – Halbzeug – Bezeichnungen der Werkstoffzustände. Beuth Verlag GmbH Berlin (2017)
- [Dit11] D. Dittrich: Verbesserung der Belastbarkeit von Haut-Haut-Schweißverbindungen für metallische Integralrumpf-Strukturen. Dissertation, TU Dresden (2011)
- [Doe07] E. Doege: Handbuch Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2007)
- [Doe86] E. Doege, H. Meyer-Nolkemper, I. Saeed: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe mit Fließkurven für 73 Werkstoffe und einer grundlegenden Einführung. Carl Hanser Verlag München Wien (1986)
- [Dor18] T. Dorin, A. Vahid J. Lamb: Chapter 11 - Aluminium Lithium Alloys. In R.N. Lumley: Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Recent Advances. Elsevier Woodhead Publishing (2018)
- [Ebe08] F. Eberl, G. Gardinger, G. Campanile, G. Surdon, M. Venmans, P. Prangnell: Ageformable panels for commercial aircraft. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Vol. 222, Part G: Journal of Aerospace Engineering, S.873-886 (2008)
- [Ems67] W. Emshoff, K.G. Voigt: Explosionsumformen. In H. Winter: Fertigungstechnik von Luft- und Raumfahrzeugen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, S. 53-79 (1967)
- [Esi15] N.N.: Virtual Performance Solution 2015 - Solver Reference Manual. Vol. 4. ESI Group (2015)
- [Fin59] I. Finnie, W.R. Heller: Creep of engineering materials. McGraw-Hill Book Company (1959)
- [Fis13] K.-F. Fischer, W. Günther: Technische Mechanik. 2. Auflage, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA (2013)

- [Fra15] J. Franz: Mechanische Grundlagen. In: Untersuchungen zur Resttragfähigkeit von gebrochenen Verglasungen. Mechanik, Werkstoffe und Konstruktion im Bauwesen, Vol. 45, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2015)
- [Fre13] N. Frerichs, C. Härig: Verfahren zur Herstellung eines GLARE-Bauteils. Offenlegungsschrift DE102012000508A1, Anmeldung: 13.01.2012, Offenlegung: 18.07.2013.
- [Ger57] G. Gerard, B. Becker: Handbook of structural stability - Part 1: Buckling of flat plates. National Advisory Committee for Aeronautics, Technical Note 3781 (1957)
- [Ges03] H. Gese, S. Keller, V. Yeliseyev, H. Dell: Ermittlung von Fließwiderstandskurven bei großen Formänderungen für die Blechumformsimulation. In H. Frenz, A. Wehrstedt: Kennwertermittlung für die Praxis. Wiley-VCH Verlag Weinheim (2003)
- [Gle18] N.N.: Walzplatten - EN AW 7075 - Technical Data Sheet. Werkstoffdatenblatt, Gleich Aluminium GmbH, https://gleich.de/files/en_aw_7075.en.pdf (Stand: 11.04.2018)
- [Gra09] R. Gradinger: Herausforderungen bei der industriellen Umsetzung des Legierungskonzepts Scalmalloy für Flugzeuganwendungen. Berg- und huettenmaennische Monatshefte, JG 154, Heft 9 (2009)
- [Gro09] C. Groth, G. Müller: FEM für Praktiker – Band 3: Temperaturfelder. 5. Auflage, Expert Verlag (2009)
- [Gui07] C. Giummarra, B. Thomas, R.J. Rioja: New Aluminum Lithium Alloys for Aerospace Applications. Proceedings of the Light Metals Technology Conference (2007)
- [Hal02] T. Hallfeldt: Untersuchungen zur Beschreibung des Tief- und Streckziehverhaltens höherfester Feinbleche aus Stahlwerkstoffen. VDI Verlag GmbH Düsseldorf (2002)
- [Has08] A. Haszler: Technical Challenges and Solutions for Aluminium in the Transportation Market. Proceedings of the 11th International Conference on Aluminium Alloys, Aachen (2008)
- [Hei94] P. Heider: Lasergerechte Konstruktion und lasergerechte Fertigungsmittel zum Schweißen großformatiger Aluminium-Strukturbauteile. Dissertation, Universität Bremen (1994)

- [Hen11] F. Henning, E. Moeller: Handbuch Leichtbau – Methoden, Werkstoffe, Fertigung. Carl Hanser Verlag München Wien (2011)
- [Her18] K.-H. Herbst Airbus Operations GmbH: Schriftliche Mitteilung per E-Mail an F. Zimmermann (02.05.2018)
- [Hil12] M. Hilburger: Developing the Next Generation Shell Buckling Design Factors and Technologies. 53rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference (2012)
- [Hol89] M.C. Holman: Autoclave Age Forming Large Aluminum Aircraft Panels. Journal of Mechanical Working Technology, Vol. 20, S. 477-488 (1989)
- [Hom00] W.J. Homberg: Untersuchungen zur Prozessführung und zum Fertigungssystem bei der Hochdruck-Blech-Umformung. Dissertation, Universität Dortmund (2000)
- [Hor08] T. Hornfeck: Laserstrahlbiegen komplexer Aluminiumstrukturen für Anwendungen in der Luftfahrtindustrie. Dissertation, TU München (2008)
- [Hor14] P. Horst, K. Wolf: Luftfahrzeugstrukturen. In C.-C. Rossow, K. Wolf, P. Horst: Handbuch der Luftfahrzeugtechnik. Carl Hanser Verlag München (2014)
- [Hor15] P. Hora: Finite Elemente Methode (FEM) – Prozess-Simulation in der Blechumformung. In K. Siegert: Blechumformung. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2015)
- [Hüh02] C. Hühne, R. Zimmermann, R. Rolfes, B. Geier: Sensitivities to Geometrical and Loading Imperfections on Buckling of Composite Cylindrical Shells. Proceedings European Conference on Spacecraft Structures, Materials and Mechanical Testing (2002)
- [Inf12] D.J. Inforzato, P.R. Costa Jr., F.F. Fernandez, D.N. Travessa: Creep-Age Forming of AA7475 Aluminum Panels for Aircraft Lower Wing Skin Application. Materials Research – Ibero-american Journal of Materials, Vol.15, S. 596-602 (2012)
- [Jam01] S. Jambu: Viscoplastic flow behaviour of a new-grade AlMgSc alloy: Applications for creep forming. Dissertation, Université de Rennes 1 (2001)
- [Jam02] S. Jambu, B. Lenczowski, R. Rauh: Creep Forming of AlMgSc Alloys for Aeronautic and Space Applications. Proceedings of the 23rd International Congress of the Aeronautical Sciences, Paper 632 (2002)

- [Jam07] S. Jambu, K. Juhl, B. Lenczowski: Verfahren zum Umformen von Strukturen aus Aluminium-Legierungen. Deutsches Patent Nr. DE 100 47 491 B4 (veröffentlicht am 12.04.2007)
- [Jeu06] P.-P. Jeunechamps, K.C. Ho, J. Lin, P. Ponthot, T.A. Dean: A closed form technique to predict springback in creep age-forming. International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 48, S.621-629 (2006)
- [Jon06] R.M. Jones: Buckling of Bars, Plates, and Shells. Bull Ridge Publishing, Blacksburg, Virginia, USA (2006)
- [Kam10] A. Kamp, S. Spangel, A.F. Norman: The Effect of Sc Additions on Al-Mg Alloys for Aerospace Applications. Proceedings of the 11th International Aluminium Conference INALCO, S. 491–498 (2010)
- [Kam98] C. Kammer: Aluminium-Taschenbuch. Aluminium Verlag Düsseldorf, 15. Auflage (1998)
- [Kap13] J. Kappes: Beitrag zur Auslegung superplastischer Umformprozesse mittels pneumatischen Tiefungsversuchs und FE-Simulation. Dissertation, Universität Stuttgart (2013)
- [Ken02] K.L. Kendig, D.B. Miracle: Strengthening mechanisms of an Al-Mg-Sc-Zr alloy. Acta Materialia, Vol. 50, S. 4165-4175 (2002)
- [Kle13] B. Klein: Leichtbau-Konstruktion - Berechnungsgrundlagen und Gestaltung. 10. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden (2013)
- [Klo17] F. Klocke: Fertigungsverfahren 4 - Umformen. 6. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2017)
- [Klö01] K. Klöppel, J. Scheer: Beulwerte ausgesteifter Rechteckplatten. Reprint, Ernst & Sohn Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH Berlin (2001)
- [Kob87] M. Kobayashi, M. Miyagawa: Research and Development of Superplastic Materials - Recent Progresses and Future Prospects. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 27, S.685-695 (1987)
- [Kör14] H. Körner: Einleitung. In C.-C. Rossow, K. Wolf, P. Horst: Handbuch der Luftfahrzeugtechnik. Carl Hanser Verlag München (2014)
- [Koj05] M. Kojić, K.-J. Bathe: Inelastic Analysis of Solids and Structures. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2005)

- [Kok02] L.J.J. Kok: Fibre Metal Laminates: An evolution based on technological pedigree. Published in C. Vermeeren: Around Glare – A New Aircraft Material in Context, Kluwer Academics Publishers (2002)
- [Kop02] R. Kopp, J. Schulz: Flexible Sheet Forming Technology by Double-sided Simultaneous Shot Peen Forming. CIRP Annals, Vol. 51, S. 195-198 (2002)
- [Kot16] A.D. Kotov, A.V. Mikhaylovskaya, M.S. Kishchik, A.A. Tsarkov, S.A. Aksenov, V.K. Portnoy: Superplasticity of high-strength Al-based alloys produced by thermomechanical treatment. Journal of Alloys and Compounds, Vol. 688, Part A, S.336-344 (2016)
- [Küb82] M. Kübert: Niederhalterloses Tiefziehen kreiszylindrischer Näpfe aus Mittel- und Grobblech unter Berücksichtigung der Anwendung eines Gegenhalters. Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt (1982)
- [Laz13] L. Lăzărescu, I. Nicodim, I. Ciobanu, D.S. Comșa, D. Banabic: Determination of material parameters of sheet metals using the hydraulic bulge test. Acta Metallurgica Slovaca, Vol. 19, S. 4-12 (2013)
- [Led03] L. Ledig: Temperaturabhängigkeit der Versetzungsstrukturen in plastisch verformten Al-Pd-Mn-Ein-Quasikristallen. Dissertation, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg (2003)
- [Len02] B. Lenczowski: New Lightweight Alloys for Welded Aircraft Structure. Proceedings of the 23rd International Congress of the Aeronautical Sciences, Paper 4101 (2002)
- [Len13] B. Lenczowski: New product vision for Aerospace by applying of lightweight Al-Li based alloys and Al-Mg-Sc material technologies. 5th European Conference for Aeronautics and Space Sciences (EUCASS), Paper 24, (2013)
- [Lie12] M. Liewald, S. Wagner: Tiefziehen im Erstzug. In H. Hoffmann, R. Neugebauer, G. Spur: Handbuch Umformen. Carl Hanser Verlag München (2012)
- [Lin04] J. Lin, K.C. Ho, T.A. Dean: Modelling of springback in creep forming thick aluminum sheets. International Journal of Plasticity, Vol.20, S.733-751 (2004)
- [Lin06] J. Lin, K.C. Ho, T.A. Dean: An integrated process for modelling of precipitation hardening and springback in creep age-forming. International Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol. 46, S. 1266-1270 (2006)

- [Lin15] M. Linke, E. Nast: Festigkeitslehre für den Leichtbau - Ein Lehrbuch zur Technischen Mechanik. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2015)
- [Mai15] H.J. Maier, T. Niendorf, R. Bürgel: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik - Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen. 5. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden (2015)
- [May13] D.L. May, A.P. Gordon, D.S. Segletes: The application of the Norton-Bailey law for creep prediction through power law regression. Proceedings of ASME Turbo Expo 2013: Turbine Technical Conference and Exposition GT 2013 (2013)
- [Mer09] M. Merklein, A. Kuppert: A method for the layer compression test considering the anisotropic material behavior. International Journal of Material Forming, Vol. 2, Suppl. 1, S. 483-486 (2009)
- [Mer12] M. Merklein: Fließkurven. In H. Hoffmann, R. Neugebauer, G. Spur: Handbuch Umformen. Carl Hanser Verlag München (2012)
- [Mis07] R.S. Mishra, M.W. Mahoney: Friction Stir Welding and Processing. ASM International (2007)
- [Mül07] G. Müller, C. Groth: FEM für Praktiker – Band 1: Grundlagen. 8. Auflage, Expert Verlag (2007)
- [Niu95] M. C.-Y. Niu: Airframe Structural Design - Practical Design Information and Data on Aircraft Structures. Conmilit Press Ltd. (1995)
- [Obe90] T. Oberländer, M. Widmann: Zugumformen. In K. Lange: Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 3: Blechbearbeitung. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1990)
- [Ost98] F. Ostermann: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1998)
- [Ost07] F. Ostermann: Anwendungstechnologie Aluminium. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2007)
- [Pac06] M. Pacchione, J. Telgkamp: Challenges of the Metallic Fuselage. Proceedings of the 25th International Congress of the Aeronautical Sciences, Paper 195 (2006)
- [Pae96] F.-M. Becker u.a.: Formeln und Tabellen für die Sekundarstufen I und II. 8. Auflage, Paetec Gesellschaft für Bildung und Technik mbH Berlin (1996)

- [Pap13] M. Papadopoulos, S. Tavares, M. Pacchione, S. Pantelakis: Mechanical behaviour of AA 2024 friction stir overlap welds. *International Journal of Structural Integrity*, Vol. 4, S.108-120 (2013)
- [Pen18] J. Peng, W. Li, M. Wan; C. Zhang, J. Li, G. Sun: Investigation on three-roller cylindrical bending of 2060-T8 Al-Li alloy plate for aircraft fuselage skin components. *International Journal of Material Forming*, Vol. 11, S. 269-278 (2018)
- [Pfl75] A. Pflüger: *Stabilitätsprobleme der Elastostatik*. 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1975)
- [Pöh84] K. Pöhlandt, J. Reissner, G. Schröder: Fließkurve, Fließortkurven und Formänderungsvermögen. In K. Lange: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft*, Band 1: Grundlagen. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1984)
- [Pöh90] K. Pöhlandt, V. Hasek: Prüfung der Umformeignung von Blechwerkstoffen. In K. Lange: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft*, Band 3: Blechbearbeitung. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1990)
- [Por01] J. Pora: Composite Materials in the Airbus A380 – From History to Future. *Proceedings of the 13th International Conference on Composite Materials*, Paper 1695 (2001)
- [Qui10] L. Quintino, R. Miranda, U. Dilthey, D. Iordachescu, M. Banasik, S. Stano: Laser Welding of Structural Aluminium. Veröffentlicht in P. Moreira, L. da Silva, P. de Castro: *Structural Connections for Lightweight Metallic Structures*. *Advanced Structured Materials*, Vol 8, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2010)
- [Rei90a] J. Reissner, M. Müller-Duysing, E. Dannenmann, J. Ladwig: Biegen. In K. Lange: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft*, Band 3: Blechbearbeitung. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1990)
- [Rei90b] J. Reissner, W. Schmid: Tiefziehen. In K. Lange: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft*, Band 3: Blechbearbeitung. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1990)
- [Reß02] B. Reißler, M. Achternbosch, K.-R. Bräutigam, C. Kupsch, G. Sardemann: Stoffstromanalysen zum Einsatz von carbonfaserverstärkten Kunststoffen im Flugzeugbau. *Journal on Technology Assessment in Theory and Practice*, 11. Jahrgang (2002)

- [Rid98] Y.W. Riddle, H.G. Paris, T.H. Sanders Jr.: Control of Recrystallization in Al-Mg-Sc-Zr Alloys. Proceedings of the 6th International Conference on Aluminum Alloys, S. 1179-1184 (1998)
- [Rie09] M. Riehle, E. Simmchen: Grundlagen der Werkstofftechnik. 2. Auflage, Wiley-VCH Verlag Weinheim (2009)
- [Rio12] R. J. Rioja and J. Liu: The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications. Journal of Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 43, S. 3325-3337 (2012)
- [Rit81] H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, W. Ernst: Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens mit Hilfe von Materialzustandsgleichungen. Kernforschungszentrum Karlsruhe (heute Karlsruher Institut für Technologie KIT), Forschungsbericht Nr. KfK-3145 (1981)
- [Roh13] J. Rohde, Airbus Operations GmbH: Schriftliche Mitteilung per E-Mail an F. Zimmermann (28.01.2019)
- [Roe01] G.H.J.J. Roebroeks: Glare features. In A. Vlot, J.W. Gunnink: Fibre Metal Laminates - An Introduction. Kluwer Academic Publishers Dordrecht Boston London (2001)
- [Rös16] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe. 5. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden (2016)
- [Röy05] J. Röyset: Scandium in aluminium alloys. Journal of International Materials Reviews, Vol. 50, S. 19-44 (2005)
- [Röy07] J. Röyset: Scandium in Aluminium Alloys Overview: Physical Metallurgy, Properties and Applications. Journal of Metallurgical Science and Technology, Vol. 25, S. 11-21 (2007)
- [Roo08] E. Roos, K. Maile: Werkstoffkunde für Ingenieure - Grundlagen, Anwendung, Prüfung. 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2008)
- [Ros00] T.D. Rostova, V.G. Davydov, V.I. Yelagin, V.V. Zakharov: Effect of Scandium on Recrystallization of Aluminum and its Alloys. Materials Science Forum, Vol. 331-337, S. 793-798 (2000)
- [Rus11] W. Rust: Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen - Kontakt, Geometrie, Material. 2. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH (2011)
- [Sah17] P. K. Saha: Aerospace Manufacturing Processes. CRC Press (2017)

- [Saw90] R.R. Sawtell, C.L. Jensen: Mechanical Properties and Microstructures of Al-Mg-Sc Alloys. Vol. 21, S.421-430 (1990)
- [Sch14] D. Scholz: Flugzeugsysteme. In C.-C. Rossow, K. Wolf, P. Horst: Handbuch der Luftfahrzeugtechnik. Carl Hanser Verlag München (2014)
- [Sch16] S. Schulze: Neuartige Spannkonzeppte mit aktiver Verzugskompensation beim Rührreibschweißen. Dissertation, TU Dresden (2016)
- [Sch19] W. Schulze, Airbus Operations GmbH: Schriftliche Mitteilungen per E-Mail an F. Zimmermann (15.03.2019, 25.03.2019)
- [Sch93] G. Schröder: Umformen bei besonderen Werkstoffzuständen. In K. Lange: Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 4: Sonderverfahren, Prozeßsimulation, Werkzeugtechnik, Produktion. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1993)
- [Sie15a] K. Siegert: Streckziehen. In K. Siegert: Blechumformung. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2015)
- [Sie15b] K. Siegert: Grundlagen der Blechumformung. In K. Siegert: Blechumformung. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2015)
- [Sin14] V. Singh, A. A. Gokhale: Melting and Casting of Aluminum-Lithium Alloys. In N. E. Prasad, A. A. Gokhale, R. J. H. Wanhill: Aluminum-Lithium Alloys – Processing, Properties, Applications. Elsevier Inc. (2014)
- [Spä55] W. Späth: Fließen und Kriechen der Metalle. Metall-Verlag GmbH Berlin (1955)
- [Tem01] G. Tempus: New Aluminium Alloys and Fuselage Structures in Aircraft Design. Beitrag zum Symposium Materials Day, ETH Zürich (2001)
- [Tho74] A.O. Thomas: Hot Vacuum Creep Forming of Scale Shuttle External Tank Dome Caps. Final Technical Report, Contract-No. NAS8-30664, AVCO Corporation Aerostructures Division (1974)
- [Tor98] L.S. Toropova, D.G. Eskin, M.L. Kharakterova, T.V. Dobatkina: Advanced Aluminium Alloys Containing Scandium – Structure and Properties. Gordon and Breach Science Publishers (1998)
- [Voi14] R. Voit-Nitschmann, T. Keilig: Luftfahrzeuge. In K.-H. Grote, J. Feldhusen: Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau. 24. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2014)

- [Vul06] M. Vulvan: Der pneumatische Tiefungsversuch und seine Anwendung in der superplastischen Aluminium-Blechumformung. Dissertation, Universität Stuttgart (2006)
- [Wag17] M. Wagner: Lineare und nichtlineare FEM – Eine Einführung mit Anwendungen in der Umformsimulation mit LS-DYNA®. Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH (2017)
- [Wan14a] R.J.H. Wanhill and G.H. Bray: Aerostructural Design and Its Application to Aluminum Lithium Alloys. In N. E. Prasad, A. A. Gokhale, R. J. H. Wanhill: Aluminum-Lithium Alloys – Processing, Properties, Applications. Elsevier Inc. (2014)
- [Wan14b] R.J.H. Wanhill: Aerospace Applications of Aluminum-Lithium Alloys. In N. E. Prasad, A. A. Gokhale, R. J. H. Wanhill: Aluminum-Lithium Alloys – Processing, Properties, Applications. Elsevier Inc. (2014)
- [Wie07] J. Wiedemann: Leichtbau - Elemente und Konstruktion. 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2007)
- [Wil03] J.C. Williams, E.A. Starke Jr.: Progress in structural materials for aerospace systems. Acta Materialia, Vol. 51, S.5775-5799 (2003)
- [Win67] H. Winter: Die Zelle des Luftfahrzeuges und ihre Fertigungstechnik. In H. Winter: Fertigungstechnik von Luft- und Raumfahrzeugen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, S. 9-31 (1967)
- [Win93] P.-J. Winkler, M. Peters: Leichtmetalle in der Luft- und Raumfahrt - Stand und Perspektiven neuer Fertigungsverfahren. In Metall - Wirtschaft, Wissenschaft, Technik, Band 47, Ausgabe 6, S. 531-538 (1993)
- [Wun02] W. Wunderlich, U. Albertin: Buckling behaviour of imperfect spherical shells. International Journal of Non-Linear Mechanics, Vol. 37, S.589-604 (2002)
- [Zha11a] L. Zhan, J. Lin, T.A. Dean: A review of the development of creep age forming: Experimentation, modelling and applications. International Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol. 51, S. 1-17 (2011)
- [Zha11b] L. Zhan, J. Lin, T.A. Dean, M. Huang: Experimental studies and constitutive modelling of the hardening of aluminium alloy 7055 under creep age forming conditions. International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 53, S. 595-605 (2011)

- [Zak03] V.V. Zakharov: Effect of Scandium on the Structure and Properties of Aluminum Alloys. *Journal of Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 45, S. 246-253 (2003)
- [Zim18] F. Zimmermann, A. Brosius, E. Beyer, J. Standfuß, A. Jahn, D. Banke: Creep forming of very thin AlMgSc sheets for aeronautical applications. *Procedia Manufacturing*, Vol. 15, S. 1008-1015 (2018)

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Frieder Zimmermann
Geburtsdatum und -ort: 20.05.1987 in Karl-Marx-Stadt, jetzt Chemnitz

Ausbildung

1993 - 1995 Pablo-Neruda-Grundschule, Chemnitz
1995 - 1997 Grundschule Adelsberg, Chemnitz
1997 - 2005 Georgius-Agricola-Gymnasium, Chemnitz (Abschluss: Abitur)
2005 - 2006 Freiwilliges Soziales Jahr (FsJ) im Ausland
EUL Foyer St Jean in Neuwiller-lès-Saverne, Frankreich
2006 - 2013 Maschinenbau-Studium an der Technischen Universität Dresden
Fachrichtung: Luft- und Raumfahrttechnik (Abschluss: Diplom-Ingenieur)
2009 - 2010 Auslandsstudium im Rahmen des Erasmus-Programms
Universidad Politécnica de Madrid, E.T.S.I. Aeronáuticos, Spanien

Praktika / Berufstätigkeit

2008 - 2009 Studentische Hilfskraft am Institut für Maschinenelemente und Maschinenkonstruktion, Technische Universität Dresden (TU Dresden)
2010 - 2011 Auslandspraktikum im Rahmen des Leonardo da Vinci-Programms
Airbus Operations GmbH in Toulouse, Frankreich
2011 - 2012 Studentische Hilfskraft am akademischen Auslandsamt, TU Dresden
2012 Auslandspraktikum im Rahmen des AIESEC-Programms
AIESEC Salvador, Brasilien
2012 - 2013 Praktikum am Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Strahltechnik (IWS) Dresden
2013 - 2014 Wissenschaftliche Hilfskraft am Fraunhofer IWS Dresden
Seit 2014 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer IWS Dresden