

Prozesssimulation des Tiefziehens von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der technischen Wissenschaften (Dr.techn.)

verfasst und vorgelegt von
Dipl.-Ing. (FH) Johannes Winklhofer

eingereicht an der
Technischen Universität Graz
Fakultät für Maschinenbau und Wirtschaftswissenschaften

Graz, im Juni 2011

1. Begutachter: Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch
2. Begutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Tag der mündlichen Prüfung: 26.7.2011

Diese Arbeit unterliegt einer Veröffentlichungssperre bis Juni 2016

Vorwort

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Kompetenzzentrum - Das Virtuelle Fahrzeug. Die wesentlichen Inhalte wurden im Forschungsprojekt „Innovative Technologien für die Halbwarmumformung von Aluminiumblechen“ erarbeitet, das im Rahmen des COMET-Programms vom Bundesministeriums für Verkehr, Innovation und Technologie mit Fördergeldern der Republik Österreich und von den Firmen SAG Alutech GmbH und weba Werkzeugbau Betriebs GmbH sowie von der TU Graz unterstützt wurde.

Besonders danken möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch, Vorstand des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz, der das Forschungsvorhaben wissenschaftlich begleitet, sehr konstruktiv unterstützt und die Hauptbegutachtung dieser Arbeit übernommen hat.

Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Inhaberin des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg danke ich für das Interesse an der Arbeit und der Übernahme der Zweitbegutachtung.

Den an diesem Forschungsvorhaben beteiligten Mitarbeitern der Firmen SAG Alutech GmbH und weba Werkzeugbau Betriebs GmbH, im besonderen Herrn Dipl.-Ing. Dr. techn. Christoph Lind bzw. Herrn Hannes Feuerhuber und Herrn Christoph Gmainer gilt mein Dank für die fachliche Anleitung und die gute Zusammenarbeit. Ebenso möchte ich mich bei den beteiligten Mitarbeitern des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz sowie bei Herrn Dipl.-Ing. Dr.techn. Stefan Mitsche vom Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung der TU Graz bedanken.

Als besonders bereichernd habe ich die Zusammenarbeit mit den Kollegen am Kompetenzzentrum das Virtuelle Fahrzeug empfunden. Persönlich möchte ich mich bei meinem Kollegen Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Gernot Trattng bedanken, dessen Anregungen und Unterstützung wesentlich zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen haben.

Graz, im Juni 2011

Johannes Winklhofer

Kurzfassung

Die Verformbarkeit von Aluminiumblechen kann durch eine Temperaturerhöhung in den Bereich der so genannten Halbwarmumformung bei ca. 300 °C wesentlich verbessert werden. Dadurch können komplizierte Bauteilgeometrien realisiert werden die mittels konventioneller Umformung bei Raumtemperatur nicht fertigbar sind.

In dieser Arbeit wird gezeigt wie das Tiefziehen von Aluminiumblechen der 5xxx-Serie im Bereich der Halbwarmumformung mit dem kommerziellen Finite-Elemente-Solver LS-Dyna realitätsnah simuliert werden kann. Anhand des entwickelten Simulationsmodells wird untersucht wie und für welche Bauteilgeometrien das Verfahren sinnvoll eingesetzt werden kann. Basierend auf dieser virtuellen Analyse wird ein Tiefziehwerkzeug zur Fertigung eines Realbauteils bei erhöhten Temperaturen entwickelt.

Mit dem erarbeiteten Simulationsmodell können die Blechdickenverteilung und damit die Machbarkeit bei der Halbwarmumformung eines Realbauteils prognostiziert werden. Voraussetzung dafür ist die genaue Ermittlung und Beschreibung der Prozessgrößen, insbesondere des temperaturabhängigen Reibwerts. Bei axialsymmetrischen, napfähnlichen Bauteilen kann die Verformbarkeit und damit die Ziehtiefe wesentlich erhöht werden. In ausgeprägten eingeschlossenen, sog. negativen Radien kann jedoch keine wesentliche Verbesserung im Vergleich zur Kaltumformung erzielt werden. Wirtschaftlich kann das Verfahren dann sinnvoll eingesetzt werden wenn dadurch Schweißkonstruktionen durch einteilige Tiefziehteile ersetzt werden können und dabei der Einsatz von Aluminium-Rohmaterial verringert werden kann.

Abstract

The formability of aluminium sheet metal can be significantly increased in the semi hot forming temperature range up to 300 °C. Within this temperature range complex geometries that are not feasible with conventional cold forming can be realized.

In this work it is shown how deep drawing at elevated temperatures of 5xxx-series aluminium sheet metal alloys can be simulated realistically using the commercial finite element solver LS-Dyna. Using the developed simulation model it is investigated how and for which geometries a temperature increase during forming is beneficial. Based on the virtual analysis of the process a tool for deep drawing a complex part geometry within the semi-hot forming temperature range is developed.

Using the developed simulation model the sheet metal thickness distribution and hence the feasibility of a semi-hot formed part can be evaluated. Prerequisite is the accurate determination of the process parameters, especially of the temperature dependent friction coefficient. A significant improvement of formability and hence drawing depth can be achieved for simple geometries similar to axisymmetric or rectangular cups. For geometries with pronounced inclined radii, also called negative radii, no significant improvement in comparison to conventional cold forming can be achieved. The process is economically beneficial when a welded assembly can be replaced by a single deep drawn part and thereby the amount of necessary wrought aluminium material can be reduced.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	11
2	Stand der Erkenntnisse	15
2.1	Einteilung und Anwendung der Aluminiumlegierungen	15
2.2	Verformung von AlMg-Legierungen	17
2.2.1	Mikrostrukturelle Verformungsmechanismen	17
2.2.2	Charakterisierung des Verformungsverhaltens	21
2.3	Tiefziehen bei erhöhter Temperatur	25
2.3.1	Verfahrensprinzip	27
2.3.2	Einfluss der Temperatur auf die Prozessgrößen	28
2.4	Thermomechanische Tiefziehsimulation	32
2.4.1	Materialmodellierung	33
2.4.2	Prozessmodellierung	35
2.4.3	Beurteilung des Versagens	37
3	Simulation der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen	39
3.1	Validierung der Simulationsmethode	39
3.1.1	Zugversuch	39
3.1.2	Napfziehversuch	43
3.2	Optimierung der Prozessstrategie	47
3.3	Parameterstudie	50
3.3.1	Berechnungsgrößen	50
3.3.2	Prozessparameter	58
3.4	Erweiterung für komplexe Bauteilgeometrien	63
4	Auslegung eines HWU-Prototypenprozesses	71
4.1	Werkstoff	72
4.1.1	Zugversuche	73
4.1.2	Gefügeanalyse	74
4.2	Prozessgrößen	80
4.2.1	Reibung	80
4.2.2	Wärmeübergang	82
4.3	Bauteilgeometrie	85
4.4	Auslegung Prototypenwerkzeug	86
4.4.1	Aufbau	88
4.4.2	Thermische Simulation Prototypenwerkzeug	90
4.5	Umformsimulation	92

5	Realziehversuche	99
5.1	Versuchsmethodik	99
5.2	Versuchsergebnisse und Vergleich mit Simulationsergebnissen	99
6	Kostenanalyse	105
6.1	Fertigungskosten	105
6.2	Werkstoffkosten	106
7	Zusammenfassung und Ausblick	109
	Literatur	110

Abkürzungsverzeichnis

2D	zweidimensional
AA	Aluminum Association
CAD	Computer Aided Design
DIN	Deutsches Institut für Normung
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EN	Europäische Norm
EDT	Electro Discharge Texture
FELMI-ZFE	Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung der TU Graz
FEM	Finite Elemente Methode
FLC	Forming Limit Curve
FLD	Forming Limit Diagram
HWU	Halbwarmumformung
IF	Interstitial Free
IPF	Inverse Pole Figure
IWS	Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz
kfz	kubisch flächenzentriert
LM	Lichtmikroskop
MF	Mill Finish
Nfz	Nutzfahrzeug
PTFE	Polytetrafluorethylen (Handelsname der Firma DuPont: Teflon)
RMS	Root Mean Square
RT	Raumtemperatur
SMS	Selective Mass Scaling
TTS	Thermal Thick Shell
<i>A</i>	Kontaktfläche
<i>a</i>	Temperaturleitfähigkeit
<i>Bi</i>	Biot Zahl
<i>C</i>	Cowper Symonds Modellparameter
<i>c</i>	Schallgeschwindigkeit
<i>c_p</i>	spezifische Wärmekapazität
Δt_{mech}	mechanischer Zeitschritt
Δt_{therm}	thermischer Zeitschritt
<i>E</i>	Elastizitätsmodul
<i>F_N</i>	Normalkraft
<i>F_o</i>	Fourier Zahl
<i>F_{qfk}</i>	Skalierungsfaktor für quasistatische Fließkurve
<i>F_R</i>	Reibkraft
<i>h_c</i>	Wärmeübergangskoeffizient

K	Konstante im Hollomon Ansatz
L	Elementkantenlänge
l	charakteristische Längeneinheit
m	Dehnratenverfestigungsexponent
n	Verfestigungsexponent
p	Cowper Symonds Modellparameter
p_K	Kontaktdruck
\dot{q}	Wärmeübergang pro Zeiteinheit
R	Anisotropiewert
T	Temperatur
T_S	Schmelztemperatur
u_b	Platinenumfang
u_p	Stempelumfang
v	Gleitgeschwindigkeit
β	Grenzziehverhältnis
ε	wahre Dehnung
ε_1	Hauptdehnung
ε_2	Nebendehnung
$\dot{\varepsilon}$	zeitliche Ableitung der wahren Dehnung
ε_{eff}^p	plastische Vergleichsdehnung
$\dot{\varepsilon}_{eff}^p$	zeitliche Ableitung der plastischen Vergleichsdehnung
φ	Umformgrad
λ	Wärmeleitfähigkeit
ν	Poisson Zahl
ρ	Dichte
σ_y	Fließspannung
σ_y^s	Fließspannung bei quasistatischer Belastung
τ	Schubspannung
μ	Reibwert
μ_F	Reibwert im Kontakt Blech zu Matrize und Blechhalter
μ_S	Reibwert im Kontakt Blech zu Stempel

1 Einleitung

Durch die größer werdende Nachfrage nach Mobilität, vor allem in bevölkerungsreichen Ländern, steigt der Bedarf an Rohstoffen für die Produktion und den Betrieb von Kraftfahrzeugen. Durch die Realisierung von Fahrzeugleichtbaustrategien kann dabei der Rohstoffeinsatz und zudem der Schadstoffaustoß gesenkt werden.

Um ein Fahrzeug auf die gewünschte Geschwindigkeit zu bringen und diese zu halten müssen Fahrwiderstände überwunden werden. Die Fahrwiderstände summieren sich aus dem Luftwiderstand, dem Beschleunigungswiderstand, dem Steigungswiderstand und dem Rollwiderstand. Bis auf den Luftwiderstand sind diese Größen proportional zur Masse [20]. Um die Fahrwiderstände zu verringern und so den Energiebedarf und die entstehenden Emissionen zu senken muss daher das Fahrzeuggewicht reduziert werden. Eine Möglichkeit diesem Ziel näher zu kommen ist werkstofflicher Leichtbau mit Aluminium [53].

Motivation

Werkstofflicher Leichtbau ist dann effizient wenn er Hand in Hand mit konstruktivem Leichtbau geht. Das Ziel des konstruktiven Leichtbaus ist die Integration von mehreren Funktionen in einem Bauteil. Um mehrere Funktionen in einem Bauteil integrieren zu können, müssen komplexe Formen realisiert werden. Komplexe Bauteilformen aus Aluminiumblech können aufgrund der schlechten Umformbarkeit im Vergleich zu Stahlblechen jedoch nur mit zusätzlichem Aufwand hergestellt werden.

Eine Möglichkeit die Verformbarkeit von Aluminiumblechen zu verbessern ist die Erhöhung der Verarbeitungstemperatur auf bis zu 300 °C, in den Bereich der so genannten Halbwarmumformung [78].

Die Erhöhung der Verarbeitungstemperatur bietet einerseits die Möglichkeit effizienten Leichtbau betreiben zu können. Durch die Erweiterung der Formgebungsmöglichkeiten können aber auch die Produktionsprozesse effizienter gestaltet werden. Bauteile, die bei Raumtemperatur nur in mehreren Umformoperationen oder durch Fügen einzelner Komponenten hergestellt werden können, könnten in einem Zug gefertigt werden.

Vor und nach jeder Blechumformoperation entsteht Verschnitt beim Zuschneiden der Platine bzw. beim Beschnitt des halbfertigen Bauteils. Durch die Verringerung der Anzahl einzelner Komponenten beispielsweise einer Schweißkonstruktion kann demnach auch der Werkstoffeinsatz verringert werden. Dadurch könnte mithilfe der Halbwarmumformung kostensparender und zugleich ressourcenschonender produziert werden.

Problemstellung

Die Vorteile des Tiefziehens von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen wurden in zahlreichen Veröffentlichungen nachgewiesen [18, 30, 88]. Das Potenzial der Methode wurde an Hochschulen vielfach aufgezeigt. Den Sprung in die industrielle Fertigung hat das Verfahren bisher trotzdem nicht geschafft. Der Grund dafür ist, dass durch die Einführung der Temperatur als zusätzliche Stellgröße der Prozess im Vergleich zu Kaltumformung wesentlich komplizierter und dadurch die Trial and Error Entwicklung sehr ineffizient wird. Eine wirtschaftliche Auslegung von Bauteilen und Werkzeugen ist dadurch nicht möglich. Daher kam die Halbwarmumformung von Aluminiumblech in der Praxis bisher nicht über das Versuchsstadium hinaus. Darin ist auch der entscheidende Nachteil dieser Technologie zu finden. Aufgrund der nur vereinzelt Versuche das Verfahren zur Anwendung zu bringen, ist in der Industrie kaum Erfahrung mit dieser Technologie vorhanden. Der fehlende praktische Erfahrungsschatz verhinderte bisher eine effiziente Auslegung entsprechender Herstellungsprozesse.

Die numerische Berechnung mit der Finiten Elemente Methode (FEM) ist bei der Auslegung von Bauteilen und Herstellungsprozessen mittlerweile ein unverzichtbares Werkzeug geworden. Moderne Berechnungsprogramme bieten umfangreiche Möglichkeiten, die auch die Modellierung von komplizierten Umformvorgängen bei erhöhter Temperatur erlauben. Durch den Einsatz von modernen Berechnungsmethoden kann der fehlende praktische Erfahrungsschatz bei der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen kompensiert werden.

Über die Auslegung von Aluminiumblechumformprozessen bei erhöhter Temperatur ist jedoch noch wenig bekannt. Die Prognosefähigkeit von entsprechenden Simulationsmodellen wurde für praxisrelevante Bauteile noch nicht beurteilt. Herstellungsbedingte Veränderungen des eingesetzten Werkstoffes und die damit einhergehenden möglichen Veränderungen der Gebrauchseigenschaften wurden noch nicht ausreichend untersucht. Der zusätzliche Aufwand bei der Fertigung wird nur für dafür geeignete Bauteile wirtschaftlich sein. Die Beurteilung für welche Bauteilgeometrien das Verfahren sinnvoll ist, gestaltet sich bisher noch schwierig.

Vorgehensweise

Mit dem mittlerweile weit verbreiteten Einsatz der thermomechanischen Umformung von höchstfesten Stahlblechen im Automobilbau, des sog. Presshärtens [8–10], wurden auch entsprechende thermomechanische Simulationsmethoden entwickelt. Der Detaillierungsgrad bei der Modellierung hat dabei ein Niveau erreicht, das eine ausreichend genaue Abbildung dieses Fertigungsprozesses zulässt. Die virtuelle Entwicklung der Bauteile und Werkzeuge ermöglicht eine effiziente Auslegung dieser Prozesse.

Mithilfe dieser modernen Simulationsmethoden wird in der vorliegenden Arbeit ein praxisnaher Aluminium-Tiefziehprozess bei erhöhten Temperaturen ausgelegt. Mit praxisnah ist einerseits die Bauteilgeometrie gemeint, die repräsentativ für ein Realbauteil ist. Andererseits bezieht sich praxisnah auf den Fertigungsprozess, der eine wirtschaftlich sinnvolle Anwendung des Verfahrens ermöglichen soll.

Zu diesem Zweck wird im ersten Schritt ein thermomechanisch gekoppeltes Simulationsmodell des einachsigen Zugversuchs erstellt und untersucht ob die temperaturabhängigen

Materialeigenschaften mit der ausgewählten Simulationsmethode abgebildet werden können. Darauf basierend wird das Tiefziehen eines einfachen Napfes bei erhöhten Temperaturen modelliert und die entsprechenden Berechnungsergebnisse validiert. Mithilfe dieses Simulationsmodells werden zudem der Einfluss der Berechnungs- und Prozessgrößen untersucht. Des Weiteren wird das Verfahren für die praktische Anwendung optimiert. Damit gemeint ist die Maximierung der Formgebungsmöglichkeiten und die Minimierung der Prozesszeit durch eine optimierte Prozessstrategie. Die Funktionalität und Wirtschaftlichkeit der optimierten Prozessstrategie wird danach anhand der Simulation einer komplexeren Geometrie überprüft.

Diese virtuelle Analyse des Verfahrens ist die Basis für die Auslegung eines praxisnahen Prozesses. Die temperaturabhängigen mechanischen Kennwerte der ausgewählten Aluminiumlegierung werden ermittelt und die Prozessgrößen quantifiziert. Zusätzlich werden die Werkstoffeigenschaften und deren Veränderung nach der Verformung bei erhöhten Temperaturen mittels einer Gefügeanalyse untersucht. Mit diesen Daten kann das Prozessfenster eingegrenzt und ein Simulationsmodell des Prozesses erstellt werden. Ein wesentlicher Aspekt dabei ist die Auswahl einer geeigneten Bauteilgeometrie mit der einerseits das Potenzial des Verfahrens in der Anwendung aufgezeigt werden kann. Andererseits sollen Aussagen getätigt werden können für welche Geometrien das Verfahren im Vergleich zur Kaltumformung Vorteile bietet.

In den wenigen Versuchen das Verfahren industriell einzusetzen wurden hauptsächlich bestehende Kaltumformwerkzeuge für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen adaptiert. In dieser Arbeit wird ein von Grund auf für diese Anwendung entwickeltes Werkzeug konstruiert und gefertigt. Mit diesem Werkzeug werden danach Realziehversuche durchgeführt. Durch den Vergleich der experimentellen Tiefziehergebnisse mit den Simulationsergebnissen kann die Prognosefähigkeit der Simulation beurteilt und die virtuell optimierte Prozessstrategie validiert werden. Eine abschließende wirtschaftliche Betrachtung des Verfahrens soll Aussagen über die Umsetzung in einem Serienprozess ermöglichen.

Zielsetzung

Das Ziel dieser Arbeit ist demnach eine wirtschaftliche Auslegung der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen mithilfe der erarbeiteten Simulationsmethode zu ermöglichen. Des Weiteren sollen Empfehlungen für Bauteilgeometrien entstehen bei denen das Verfahren technologisch und wirtschaftlich sinnvoll umgesetzt werden kann.

2 Stand der Erkenntnisse

Dieses Kapitel stellt eine Zusammenfassung des bisher erfolgten Forschungsfortschritts auf dem Gebiet der Halbwarmumformung von Aluminiumblech dar. Es wird ein Einblick in die grundlegenden Eigenschaften, die Anwendung, die Verarbeitung und deren Simulation von Aluminiumblech gegeben. Dadurch sollen einerseits die Motivation der Arbeit näher gebracht und andererseits die Grundlagen für die folgenden Kapitel geschaffen werden. Die Zusammenhänge der behandelten Themengebiete werden hergestellt und der Inhalt der Arbeit abgegrenzt.

Beginnend mit der Einteilung der Aluminiumlegierungen, deren Unterschiede und den für Aluminium charakteristischen Verformungsmechanismen wird danach das Umformverfahren Tiefziehen bei erhöhter Temperatur und dessen Simulation vorgestellt.

2.1 Einteilung und Anwendung der Aluminiumlegierungen

Aluminium wird überall dort eingesetzt, wo die niedrige Dichte, die gute Gieß- und Formbarkeit, die Korrosionsbeständigkeit und die gute elektrische und thermische Leitfähigkeit technisch vorteilhaft sind [90]. Reines Aluminium kommt in der technischen Anwendung als Strukturwerkstoff bedingt durch die geringe Festigkeit nicht zum Einsatz. Durch Zulegieren von Kupfer, Magnesium, Silizium, Mangan, Zink oder Eisen können die mechanischen Eigenschaften von reinem Aluminium wesentlich verbessert werden. Bei der Benennung der Aluminiumlegierungen hat sich das Bezeichnungssystem der Aluminium Association (AA) durchgesetzt. Dabei werden den Legierungen vierstellige Zahlen zugeordnet. Abbildung 2.1 zeigt die entsprechende Unterscheidung von Aluminiumlegierungen anhand der Hauptlegierungselemente. Die vierstellige Bezeichnung kann durch Großbuchstaben ergänzt werden die den Gefügestand wie z.B. weichgeglüht (-O) wärmebehandelt (-T) oder kaltverfestigt (-H) beschreiben.

Zahlreiche Aluminiumlegierungen sind sowohl gut gießbar als auch gut umformbar und können deshalb vielfältig, z.B. durch Gießen, Strangpressen oder Umformen von Halbzeugen verarbeitet werden. Für die Anwendung von Al-Blechhalbzeugen als Strukturwerkstoff in der Automobil- und Nutzfahrzeugindustrie kommen bevorzugt Legierungen aus der 5xxx-, 6xxx- und in selteneren Fällen aus der 7xxx-Serie zum Einsatz [31, 54].

Das Hauptlegierungselement der 5xxx-Gruppe ist Magnesium. Mit steigendem Mg-Gehalt steigt die Festigkeit dieser Werkstoffe [81]. Legierungen der 5xxx-Serie sind sog. naturharte Al-Legierungen, d.h. die Festigkeit dieser Legierungen kann nicht durch Wärmebehandlung sondern ausschließlich durch Kaltverfestigung, die üblicherweise im Zuge der Herstellung der Bleche durch Kaltwalzen eingebracht wird, erhöht werden.

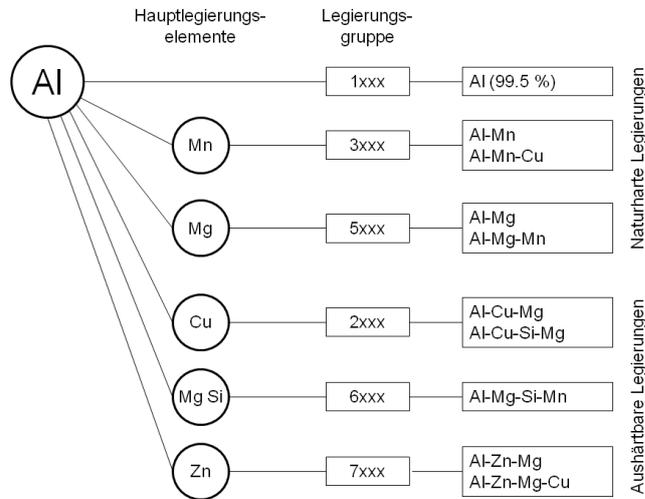


Abbildung 2.1: Einteilung von Aluminiumlegierungen [46]

Legierungen der 5xxx-Serie zeichnen sich durch gute Verformbarkeit vor allem im weichgeglühten Zustand aus. Nachteilig ist das Risiko der Bildung von sog. Fließfiguren bei der Kaltumformung. Diese sind einerseits als zackiger Kraftaufbau im Messsignal des Zugversuchs und andererseits, wie in Abbildung 2.2 dargestellt, als optische Unregelmäßigkeiten auf der Blechoberfläche erkennbar [26, 72, 85]. Aus diesem Grund ist die Anwendung dieser Legierungen im Automobilbau bisher auf nicht sichtbare Strukturbauteile beschränkt. An dieser Stelle sei angemerkt, dass lt. Literatur bei Umformtemperaturen $>150\text{ °C}$ die Bildung von Fließfiguren verhindert werden kann [77, 81, 104].

Eine weitere bedeutende Anwendung von Aluminiumblechen aus 5xxx-Legierungen findet sich in der Nutzfahrzeugindustrie in Form von Kraftstofftanks. Ausschlaggebend dafür sind neben der guten Umformbarkeit die Korrosionsbeständigkeit und die gute Schweißbarkeit [95].

Legierungen der 6xxx-Serie können im Gegensatz zur 5xxx-Serie sowohl kaltverfestigt als

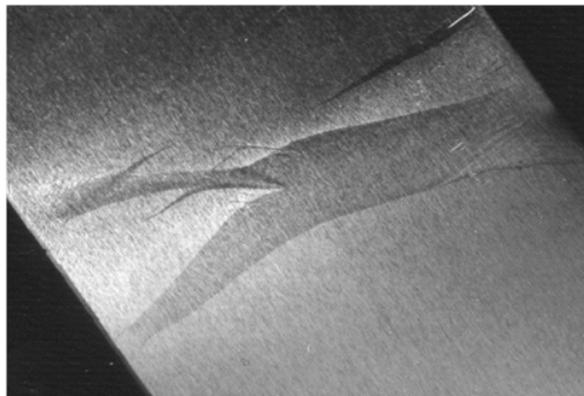


Abbildung 2.2: Fließfiguren auf der Oberfläche einer Al-Flachzugprobe aus der 5xxx-Serie [72]

auch, im Zuge einer Wärmebehandlung, ausscheidungsgehärtet werden. Dabei sind es Mg_2Si -Ausscheidungen die festigkeitssteigernd wirken. Im Gegensatz zur 5xxx-Serie neigen diese Legierungen nicht zur Bildung von Fließfiguren. Aus diesem Grund werden sie in der Automobilindustrie auch für Außenhautteile wie Kotflügel, Türen und Dächer verwendet. Außerdem sind die gute Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit sowie die vergleichsweise hohe Festigkeit vorteilhaft für diese Anwendung. Nachteilig ist die im Vergleich zur 5xxx-Serie schlechtere Umformbarkeit [81].

Die Aluminiumlegierungen mit der höchsten Festigkeit sind die der 7xxx-Serie. Aufgrund der schlechten Umformbarkeit kamen diese aushärtbaren Legierungen bisher nur bei großflächigen Bauteilen der Flugzeugindustrie in größeren Mengen zur Anwendung. Mit fortschreitender Weiterentwicklung der Wärmebehandlungs- und Umformverfahren soll in Zukunft der Einsatzbereich dieser Werkstoffe auch in der Automobil- und Nutzfahrzeugindustrie erweitert werden [31].

Falls nicht anders angegeben beschränken sich die Untersuchungen in dieser Arbeit auf Aluminiumlegierungen der Gruppe 5xxx. Die Gründe dafür sind das breite Anwendungsspektrum, die Verfügbarkeit in Form von verschiedensten Halbzeugen sowie die gute Umformbarkeit im Vergleich zu 6xxx- und 7xxx-Legierungen bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen [58, 59]. Im folgenden Abschnitt werden die mikrostrukturellen Mechanismen beschrieben, die die Umformung dieser Werkstoffe ermöglichen bzw. beeinflussen.

2.2 Verformung von AlMg-Legierungen

Im ersten Teil dieses Abschnitts werden die Vorgänge in der Mikrostruktur beschrieben, die grundlegend sind für das Verformungsverhalten von Al-Legierungen der 5xxx-Serie. Im zweiten Teil werden Prüfmethode vorgestellt, die die Charakterisierung und damit die Modellierung der Verformung ermöglichen. Das Verständnis der Vorgänge in der Mikrostruktur während der Verformung und deren Modellierung ermöglichte die Entwicklung eines Umformprozesses, in dem die werkstoffspezifischen Verformungsmechanismen vorteilhaft genutzt werden können. Dieser wird im folgenden Abschnitt 2.3 vorgestellt.

2.2.1 Mikrostrukturelle Verformungsmechanismen

Metalle bilden im festen Zustand Kristalle. Das heißt die Atome aus denen sie aufgebaut sind, befinden sich in einer regelmäßigen räumlichen Anordnung. Den unterschiedlichen möglichen Anordnungen der Atome werden verschiedene Kristallgittertypen zugeordnet. Aluminium kristallisiert im kubisch flächenzentrierten (kfz) Gittertyp.

Gitterfehler

Das Raumgitter realer Kristalle weist viele Abweichungen vom ideal regelmäßigen Aufbau auf. Diese Abweichungen vom idealen Gitter werden auch Gitterfehler genannt. Die Bezeichnung Fehler sollte nicht negativ verstanden werden. Fast alle technisch interessierenden Eigenschaften sind auf das Vorhandensein von Störungen im Gitteraufbau zurückzuführen. Gitterfehler

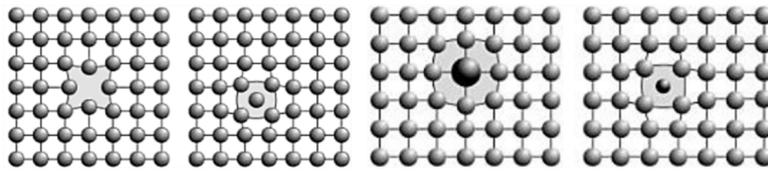


Abbildung 2.3: von links: Leerstelle, Zwischengitteratom, Substitutionsatom und Einlagerungsatom [15]

werden entsprechend ihrer Erscheinung in punktförmige, linienförmige und flächenhafte Fehler eingeteilt.

Zu den punktförmigen Fehlern zählen Leerstellen, Zwischengitteratome, Substitutionsatome und Einlagerungsatome (Abbildung 2.3). Bei Leerstellen sind einzelne Gitterplätze nicht besetzt. Befindet sich ein Atom nicht auf einem Gitterplatz sondern zwischen diesen, spricht man von einem Zwischengitteratom. Nehmen Fremdatome Gitter- bzw. Zwischengitterplätze ein spricht man von Substitutions- bzw. Einlagerungsatomen.

Punktförmige Gitterfehler verursachen Gitterverzerrungen die zu einer Verfestigung des Kristalls führen. Sind größere Mengen von Fremdatomen im Gitter gelöst, werden die so aufgebauten Kristalle auch Mischkristalle genannt. Die damit einhergehende Verfestigung wird Mischkristallverfestigung genannt. In Aluminium gelöstes Magnesium (Legierungen der 5xxx-Serie, Abschnitt 2.1) ist ein typisches Beispiel für die Verfestigung des Grundwerkstoffes durch Zulegieren von Fremdatomen.

Bei linienförmigen Fehlern spricht man vor allem von Versetzungen. Versetzungen sind bewegliche Unregelmäßigkeiten im Kristallaufbau die das Gitter verzerren. Die Beweglichkeit von Versetzungen ermöglicht die plastische Verformung der Metalle und wird im Laufe dieses Abschnitts noch näher erläutert.

Flächenhafte Fehler sind Korngrenzen, Zwillingsgrenzen und Stapelfehler. Technische Metalle sind fast ausschließlich vielkristallin, d.h. sie bestehen aus einer Vielzahl von einzelnen Kristallen die auch als Körner bezeichnet werden. Der Verband dieser Körner heißt Gefüge. Die Körner unterscheiden sich durch die Ausrichtung ihrer Gitterebenen. Bei der Erstarrung eines Gefüges aus der Schmelze treffen wachsende Körner aufeinander. Dabei bilden sich (Großwinkel-)Korngrenzen. Kleinwinkelkorngrenzen hingegen sind Übereinanderreichungen gleichartiger Versetzungen. Die Gitterebenen werden hier nur um einen kleinen Winkel (bis 5°) abgelenkt (Abbildung 2.4). Bei den Zwillingsgrenzen sind die Kristalle spiegelsymmetrisch zur Korngrenze angeordnet. Stapelfehler sind Fehler in der Stapelfolge der dichtesten gepackten Gitterebenen [15].

Gleiten von Versetzungen

Unter der Wirkung einer genügend hohen Schubspannung können sich Versetzungen bewegen. Man spricht dabei vom Gleiten (Abbildung 2.5). Die Beweglichkeit von Versetzungen ist der grundlegende Mechanismus der plastischen Verformung von Metallen. Im Allgemeinen bewegen sich Versetzungen auf Gitterebenen mit dichtester Packung, den sog. Gleitebenen. Das

kfz-Gitter des Aluminiums hat von allen kubischen Gittertypen die höchste Packungsdichte und weist daher eine große Anzahl an Gleitebenen auf. Mit der Anzahl an aktivierbaren Gleitebenen steigt auch die Beweglichkeit der Versetzungen und damit die Verformbarkeit. Aluminium ist, im Vergleich zu anderen Leichtmetallen wie Magnesium, das eine geringere Anzahl an Gleitebenen besitzt, daher gut verformbar [38].

Das Gleiten von Versetzungen kann so lange erfolgen bis die Versetzungen andere Gitterfehler wie Fremdatome, Korngrenzen oder weitere Versetzungen erreichen und dort aufgestaut werden. Zudem werden während der Verformung laufend neue Versetzungen gebildet. Durch das Aufstauen, die Neubildung und die Wechselwirkungen mit anderen beweglichen und unbeweglichen Versetzungen steigt der Widerstand gegen plastische Verformung. Der Werkstoff verfestigt [15,27]. Dieser Vorgang ist stark von der Temperatur abhängig.

Erholung

Eine hinreichende Temperaturerhöhung führt zur sog. Erholung. Dabei steigt die Beweglichkeit der Punktfehler und Versetzungen. Es kommt zur Ausheilung und Umordnung von Gitterdefekten. Atome können in Leerstellen diffundieren. Versetzungen können durch thermische Aktivierung ihre Gleitebenen verlassen. Benachbarte Versetzungen mit entgegengesetzten Vorzeichen löschen sich aus. Versetzungen mit gleichen Vorzeichen ordnen sich regelmäßig und energetisch günstig an (Abbildung 2.6). Diese Vorgänge führen zum Abbau von inneren Spannungen und damit zur Entfestigung des Werkstoffes [96].

Rekristallisation

Bei weiterer Wärmezufuhr rekristallisiert das Gefüge, d.h. Körner werden neu gebildet und wachsen. Voraussetzung dafür ist ein plastisch verformtes und dadurch verzerrtes Gefüge. Die Körner sind in diesem Gefüge gestreckt oder sogar kaum noch als solche unter dem Mikroskop erkennbar [96,103]. Im Temperaturbereich der Rekristallisation bilden sich neue unverzerrte Kristallite. Die durch die Verformung entstandenen Gitterdefekte, wie Leerstellen und Versetzungen werden beseitigt und der Werkstoff entfestigt. Das rekristallisierte Gefüge besitzt dabei die gleichen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften wie das unverformte Gefüge. Die Rekristallisation wird als technische Anwendung für das Weichglühen von kaltgewalzten Blechen genutzt [36].

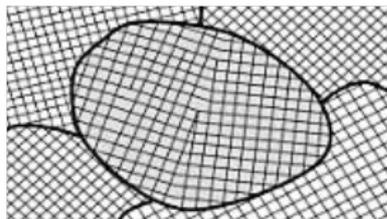
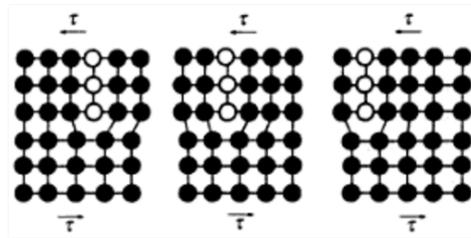


Abbildung 2.4: Groß- und Kleinwinkelkorngrenzen innerhalb eines Kornes [15]

Abbildung 2.5: Gleiten von Versetzung bei Aufbringen einer Schubspannung τ [90]

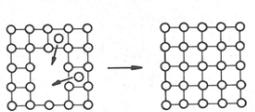
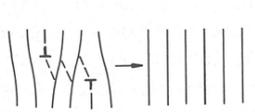
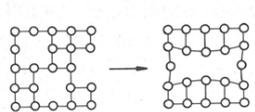
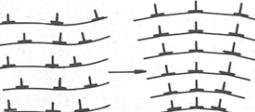
Ausheilen		Zwischengitteratome diffundieren in Leerstellen
		Versetzungen mit umgekehrten Vorzeichen „löschen sich aus“
Umlagern		Kondensation von Leerstellen
		Bildung v. Kleinwinkelkorngrenzen (Subkorngrenzen). Versetzungen ordnen sich in regelmäßigen Reihen. Versetzungsenergie nimmt ab: Polygonisation

Abbildung 2.6: Möglichkeiten für das Ausheilen und Umlagern von Gitterdefekten [15]

Zwischen dem Bereich der Erholung und dem der Rekristallisation liegt die Rekristallisationstemperatur. Im Übergangsbereich laufen beide Vorgänge ab. Eine klare Trennung ist daher nicht möglich [15].

Die unterste Rekristallisationsschwelle für Reinelemente liegt bei

$$\frac{T}{T_S} \approx 0.4$$

mit der Schmelztemperatur T_S in K. Liegt die Temperatur während des Umformens über der Rekristallisationstemperatur spricht man von Warmumformen, darunter liegt der Bereich der Kaltumformung [15, 27, 96].

Den Temperaturbereich

$$0.4 < \frac{T}{T_S} < 0.6$$

bezeichnet man bei Aluminium als den Bereich der Halbwarmumformung. Charakteristisch für diesen Temperaturbereich zwischen 150 und 300 °C ist eine Abnahme des Verfestigungs- und eine Zunahme des Verformungsvermögens in Folge von Erholung. Es kommt dabei noch

zu keiner Veränderung des Korngefüges durch Rekristallisation.

Erhöht man die Temperatur auf $T > 0.6 T_S$, dominiert die dynamische bzw. die statische Rekristallisation die Formgebung. Bei der Verwendung von nicht dafür geeigneten Werkstoffen kann es bei der Umformung in diesem Temperaturbereich zu Kornneubildung und unkontrolliertem Kornwachstum kommen. Da die Fließspannung von vielkristallinen Metallen mit zunehmender Korngröße geringer wird, sinkt dabei die Festigkeit des Werkstoffes. Des Weiteren kann es zur Versprödung des Werkstoffes und dadurch zur Verschlechterung der Bauteileigenschaften kommen [15, 39].

Hingegen können mit speziell für diese Anwendung entwickelten, sehr feinkörnigen Werkstoffen und spezieller Prozessführung mit geringen Umformgeschwindigkeiten extrem hohe Dehnungswerte bis zu 2500 % erreicht werden. Dieses Verformungsverhalten wird als Superplastizität bezeichnet [16, 81]. Der wirtschaftliche Nutzen der superplastischen Formgebung blieb bisher aufgrund der kostenintensiven Herstellung der feinkörnigen Werkstoffe, der großen Taktzeiten und der schwierigen Prozessführung auf die Produktion von geringen Losgrößen beschränkt. Aus diesem Grund wäre es wünschenswert mit einer Temperaturerhöhung in den Bereich der Halbwarmumformung das Verformungsvermögen konventioneller Werkstoffe zu erweitern.

Aufgrund der im Vergleich zu Stahlblechen schlechten Verformbarkeit von Aluminiumblechen macht die Herstellung komplexer Bauteilgeometrien bei Raumtemperatur mehrstufige Umformprozesse mit entsprechend hohen Werkzeug- und Fertigungskosten notwendig. Durch die Erhöhung der Verarbeitungstemperatur in den Bereich der Halbwarmumformung und der damit einhergehenden erweiterten Formgebungsmöglichkeiten könnten diese Herstellungsprozesse wesentlich effektiver gestaltet werden.

Im folgenden Abschnitt soll das Potenzial der erweiterten Formgebungsmöglichkeiten von Aluminiumblechen bei erhöhter Temperatur anhand der Werkstoffcharakterisierung mittels mechanischer Prüfverfahren aufgezeigt werden.

2.2.2 Charakterisierung des Verformungsverhaltens

Nachdem die grundlegenden Verformungsmechanismen in Abschnitt 2.2.1 erläutert wurden, werden in diesem Abschnitt Möglichkeiten der Charakterisierung des Verformungsverhaltens behandelt. Die mithilfe dieser Methoden ermittelten Kenngrößen sind einerseits die Basis für die anwendungsgerechte Auswahl von Werkstoffen und andererseits notwendig für die Modellierung dieser Werkstoffe mit numerischen Berechnungsmethoden.

Einachsiger Zugversuch

Das Standardverfahren für die Charakterisierung von Werkstoffen ist der nach DIN EN 10002 genormte einachsige Zugversuch bei RT [2] und bei erhöhter Temperatur [3]. Dabei wird eine Werkstoffprobe unter einer Zugbelastung bei definierter Umformgeschwindigkeit und definierten Umgebungsbedingungen bis zum Bruch verformt. Das Ergebnis des Zugversuchs ist die technische Spannungs-Dehnungskurve aus der typische Kennwerte wie Elastizitätsmodul,

Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung abgelesen werden können. Aus dem technischen Spannungs-Dehnungsdiagramm kann die in der Umformtechnik gebräuchliche Fließkurve abgeleitet werden. Diese stellt den Zusammenhang zwischen dem Umformgrad und der Fließspannung her.

Die Vorteile des Zugversuchs sind die einfache Versuchsdurchführung und die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse. Ein Nachteil ist der sich einstellende einachsige Spannungszustand, der für Anwendungen in der Umformtechnik nicht immer repräsentativ ist [15, 27].

Ein weiterer Nachteil ist, dass es vor dem Versagen eines duktilen Werkstoffes meist zur Einschnürung der Zugprobe kommt. Einschnürung bringt eine inhomogene Spannungs- und Dehnungsverteilung mit sich und stellt eine Abweichung vom einachsigen Spannungszustand dar. Aus diesem Grund kann das Zugversuchsergebnis nur vor dem Bereich der Einschnürung, im Bereich der Gleichmaßdehnung, ausgewertet werden.

Mit steigender Temperatur sinkt die Gleichmaßdehnung bei AlMg-Legierungen von ca. 20 % bei RT auf 5 % bei 300 °C [39, 93]. Für eine Anwendung in der Umformtechnik, wo Umformgrade von $\varphi > 1$ erreicht werden sind Zugversuchsergebnisse daher nur bedingt geeignet.

Abhilfe schaffen hier optische Messmethoden mit denen der Dehnungszustand während des Zugversuchs auch über den Bereich der Gleichmaßdehnung hinaus ermittelt werden kann. Zeitgleich werden dabei die Kraft- und Traversenwegsignale der Zugprüfmaschine aufgezeichnet. Der Spannungszustand im Bereich der Einschnürung wird durch Abgleich der experimentellen Ergebnisse mit entsprechenden FEM-Simulationsergebnissen ermittelt [40, 79]. Damit sind alle Informationen zur Berechnung von Fließspannung und Umformgrad - und damit der Fließkurve - gegeben. Da die Dehnungsverteilung zu jedem Zeitpunkt bekannt ist kann auf diese Weise auch die Dehnrates geregelt werden. Diese Versuchsmethodik ermöglicht die anwendungsgerechte Verwendung der Zugversuchsergebnisse auch für Umformprozesse bei erhöhter Temperatur und großen Umformgraden [38, 69, 70].

Die Temperatur beim Zugversuch kann mittels konvektiver Erwärmung in einem Ofen [6, 58, 104] oder einem Ölbad [39] variiert werden. Eine weitere Möglichkeit ist die konduktive Erwärmung der Zugprobe [38, 69, 70].

Abbildung 2.7 zeigt technische Spannungs-Dehnungskurven der AlMg-Legierung AA5754-O, die bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten aufgenommen wurden. Wie in Abschnitt 2.2.1 erläutert wurde, basieren die Verformungs- und Verfestigungsmechanismen von Metallen auf Diffusionsprozessen und sind daher temperatur- und zeitabhängig. Die Verformbarkeit, die im Zugversuch durch die Bruchdehnung quantifiziert wird, steigt mit der Temperatur. Bei erhöhten Temperaturen nimmt die Bruchdehnung mit der Verformungsgeschwindigkeit ab. Die Verfestigung durch plastische Verformung wird mit der Temperatur geringer. Die Dehnratenverfestigung nimmt hingegen zu. Diese stabilisiert die Dehnungsverteilung und verhindert das frühzeitige Einschnüren der Zugprobe in Blechdickenrichtung. Die zunehmende Bruchdehnung und die ausgeprägte Dehnratenverfestigung sind verantwortlich für die verbesserte Verformbarkeit von AlMg-Legierung im Temperaturbereich der Halbwarmumformung [12, 99].

Mithilfe des einachsigen Zugversuches kann das anisotrope Fließverhalten von Blechwerkstoffen in Form des R -Wertes charakterisiert werden. Dieser gibt das Verhältnis von Breiten-

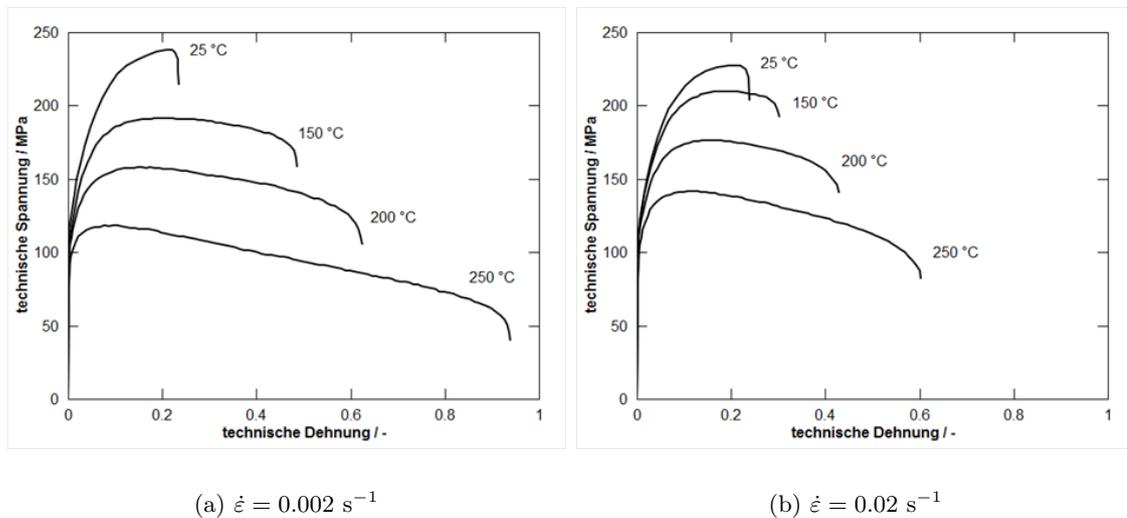


Abbildung 2.7: Technische Spannungs-Dehnungskurven für AA5754-O, aufgenommen bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten $\dot{\epsilon}$ [104]

zu Dickendehnung in Abhängigkeit der Orientierung zur Walzrichtung an [66]. Für $R < 1$ fließt der Blechwerkstoff bevorzugt aus der Blechdicke und ist dadurch anfällig für Versagen durch lokale Einschnürung. Für $R > 1$ fließt der Werkstoff aus der Breite. Die Einschnürung in Blechdickenrichtung wird dadurch verzögert. Blechwerkstoffe mit R -Werten > 1 , wie z.B. niedriglegierte Tiefziehstähle, sind daher gut umformbar. Für AlMg-Legierungen wie AA5754-O werden in der Literatur R -Werte von 0.75 [37, 104] bis 0.95 [6] angegeben.

Werden AlMg-Legierungen bei RT geprüft, kommt es ab einer kritischen Belastung zur lokalen Einschnürung der Zugprobe in Blechdickenrichtung. Bei erhöhten Temperaturen hingegen kommt es zur diffusen Einschnürung. Diffuse Einschnürung bezeichnet die Einschnürung in Breitenrichtung und deutet darauf hin, dass die Anisotropiewerte mit der Temperatur steigen und die Umformbarkeit dadurch zunimmt [38, 86]. In der Literatur finden sich bei erhöhten Temperaturen gemessene R -Werte die diese Annahme bestätigen [6, 67, 75, 97]. Die Messung und Modellierung des anisotropen Werkstoffverhaltens von Aluminium bei erhöhten Temperaturen ist z.Z. noch mit Unsicherheiten behaftet und daher noch Gegenstand der Forschung [4–6, 55, 56].

Hydraulische Tiefung

Fließkurven können nicht nur mithilfe des einachsigen Zugversuchs, sondern auch mittels hydraulischer Tiefung ermittelt werden. Dabei wird eine ebene Blechronde zwischen zwei konzentrischen Ringen fest eingespannt. Danach wird in den von der Blechprobe abgedichteten Raum Öl gepumpt und die Ronde quasikugelförmig ausgebaucht. Der Werkstoff fließt aus der Blechdicke, da aus dem Einspannbereich kein Werkstoff nachfließen kann [27]. Die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit ist so wie im Zugversuch auch bei den mittels hy-

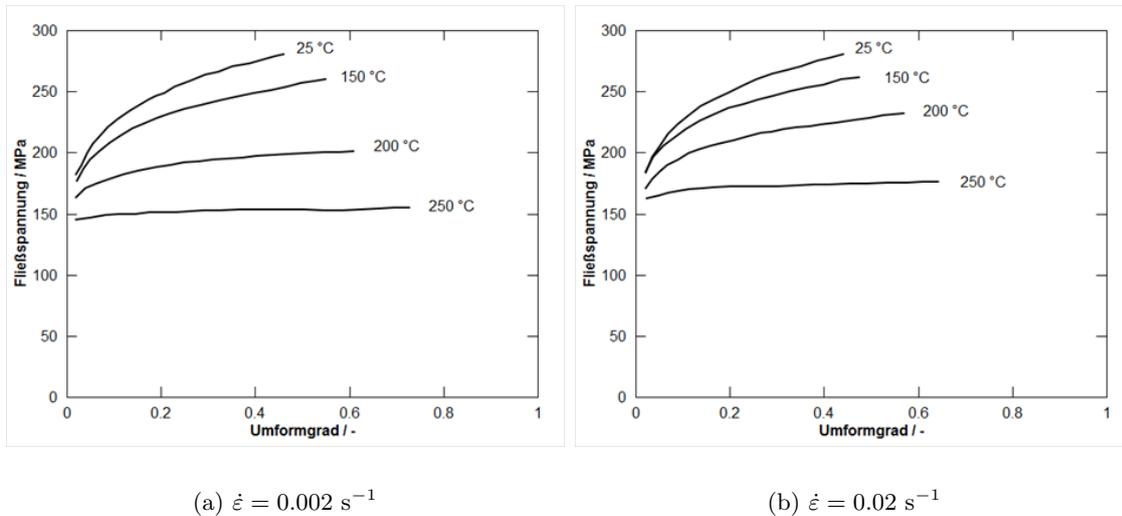


Abbildung 2.8: Fließkurven für AlMg3 (AA5754) aufgenommen im hydraulischen Tiefungsversuch bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten [89]

draulischer Tiefung aufgenommenen Fließkurven eindeutig nachweisbar (Abbildung 2.8).

Die Vorteile des hydraulischen Tiefungsversuchs im Vergleich zum einachsigen Zugversuch sind der hohe erreichbare Umformgrad und der sich einstellende mehrachsige Spannungszustand, der praktischen Anwendungen in der Umformtechnik ähnlicher ist. Nachteilig ist die komplizierte Prozesssteuerung.

Für die Berechnung der Fließkurve müssen die Blechdicke, der Beuldruck und der Krümmungsradius bekannt sein. Der Krümmungsradius ist zu Beginn der Messung theoretisch unendlich groß. Aus diesem Grund kann die Fließkurve erst ab einem Umformgrad von $\varphi \approx 0.05$ aufgenommen werden [38, 39, 43, 65]. Dieser Umstand stellt einen weiteren Nachteil dieser Prüfmethode dar.

Ermittlung von Grenzformänderungskurven

Die Grenzformänderungskurve (oder engl. Forming Limit Curve, Abkürzung FLC) kennzeichnet Spannungs- oder Dehnungszustände eines Blechwerkstoffes, die zur Einschnürung und in Folge dessen zum Versagen durch Reißen führen. Für die Aufnahme von Grenzformänderungskurven wird üblicherweise der Nakajima-Test verwendet. Dabei werden unterschiedliche Blechprobengeometrien, mit denen verschiedene Spannungs- bzw. Dehnungszustände abgebildet werden, von einem halbkugelförmigen Stempel bis zum Versagen ausgebeult. Dadurch können unterschiedlichen Belastungen, von der Tiefzieh- bis zur Streckziehbelastung, kritische Zustände zugeordnet werden. Die so ermittelten Kurven repräsentieren Spannungs- oder Dehnungszustände bei denen es zum Versagen durch Einschnürung kommt. Mithilfe von Grenzformänderungskurven kann die Herstellbarkeit von Praxisbauteilen prognostiziert werden [27].

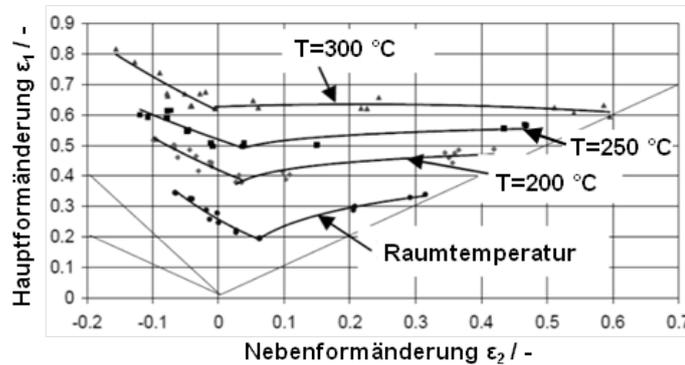


Abbildung 2.9: Temperaturabhängige Grenzformänderungskurve für AA5182 [42]

Wie in 2.2.1 erläutert wurde ist die Verformbarkeit von AlMg-Legierungen und damit auch die Grenzformänderung stark von der Temperatur abhängig [57]. Anhand von temperaturabhängigen Grenzformänderungskurven (Abbildung 2.9) konnte nachgewiesen werden, dass die Verformbarkeit bei erhöhten Temperaturen auf das Zwei- bis Dreifache im Vergleich zur Verformung bei RT zunimmt [12, 42, 76]. Damit liegt die Verformbarkeit von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen auf dem Niveau von niedriglegierten Tiefziehstählen (IF-Stählen) die bei Raumtemperatur verarbeitet werden [59].

Die Beurteilung der Machbarkeit von halbwarmumgeformten Bauteilen mittels FLC ist bisher noch schwierig. FLC's sind von der Temperatur und der Dehnrage und bei nichtisothermer Prozessführung zusätzlich noch von der Veränderung der Temperatur während der Verformung abhängig. Versagensmodelle die diese Prozessgrößen berücksichtigen sind z.Z. noch Gegenstand der Forschung [42, 84].

Nachdem die Verformungs- und Verfestigungseigenschaften im Bereich der Halbwarmumformung erläutert und die Prüfmethode vorgestellt wurden mit denen diese Eigenschaften quantifiziert werden können, wird im folgenden Abschnitt ein Umformprozess vorgestellt in dem diese Eigenschaften positiv genutzt werden können.

2.3 Tiefziehen bei erhöhter Temperatur

Tiefziehen ist nach DIN 8584 das Zugdruckumformen eines Blechzuschnitts (auch Platine genannt) ohne gewollte Veränderung der Blechdicke [1]. Dabei wird der ebene Zuschnitt von einem Ziehring (auch Matrize) und einem Niederhalter (auch Blechhalter) gehalten und von einem Stempel zu einem Hohlkörper verformt [27]. Das Verfahrensprinzip ist anhand des Tiefziehens eines zylindrischen Napfes aus einer kreisrunden Platine in Abbildung 2.10a dargestellt. Die Anwendung des Tiefziehens ist weit verbreitet und reicht von der Klein- und Großserienproduktion in der metallverarbeitenden Industrie bis zur Massenproduktion in der kunststoffverarbeitenden Verpackungsindustrie.

Für das Tiefziehen sind die in Abbildung 2.10b dargestellten typischen Beanspruchungszustände charakteristisch. Der Boden wird biaxial auf Zug beansprucht und entsprechend

gedehnt. Die Zarge wird einachsig auf Zug belastet. Es herrscht dort ein ebener Dehnungszustand vor, d.h. die Querdehnung wird behindert. Die eigentliche Umformung passiert beim Tiefziehen im Flanschbereich. Durch die Verringerung des Umfangs der Blechrode während des Tiefziehens wird der Werkstoff komprimiert. Durch die Annahme der Volumenkonstanz nimmt die Blechdicke dadurch zu. Die Kraft, die notwendig ist, um den Werkstoff im Flanschbereich umzuformen wird vom Stempel aufgebracht und vom Boden und der Zarge in den Flansch übertragen. Aus diesem Grund werden Boden und Zarge auch als Kraftübertragungszone und der Flanschbereich als Umformzone bezeichnet.

Übersteigen die Kräfte, die notwendig sind um den Werkstoff in der Umformzone zu verformen, die Kräfte die von Boden und Zarge übertragen werden können, kommt es in der Kraftübertragungszone zum Versagen des Werkstoffes durch Reißen. Diesen Zustand kennzeichnet das Grenzziehverhältnis β , dass durch

$$\beta = \frac{u_b}{u_p} \quad (2.1)$$

definiert ist. Dabei ist u_p der Stempelumfang und u_b der maximale Platinenumfang mit dem ein fehlerfreies Teil gezogen werden kann. Mit steigendem Grenzziehverhältnis steigt die Tiefziehbarkeit eines Blechwerkstoffs [57]. Im folgenden Abschnitt wird darauf eingegangen wie das Grenzziehverhältnis und damit die Tiefziehbarkeit von AlMg-Legierungen durch Temperaturerhöhung verbessert werden kann.

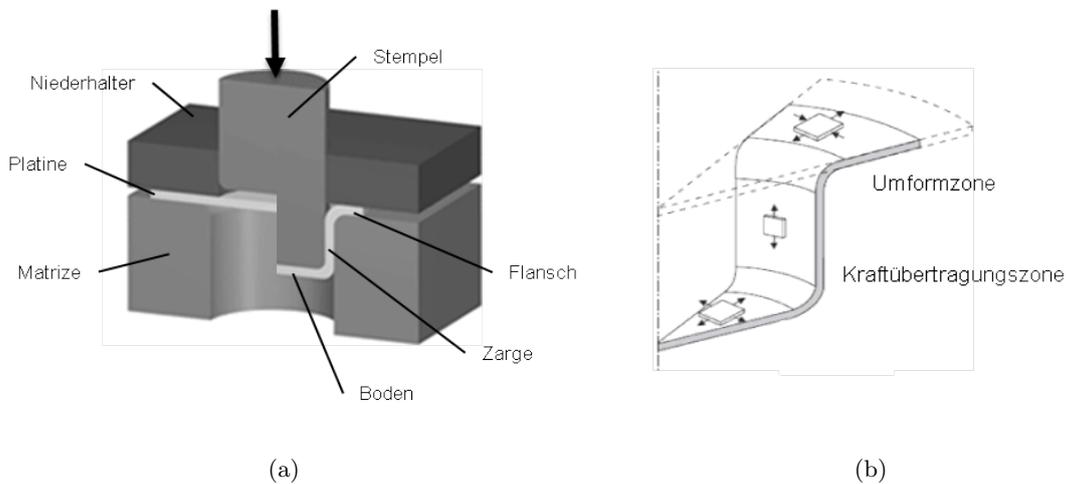


Abbildung 2.10: (a) Schematische Darstellung des Tiefziehens und (b) die dafür charakteristischen Dehnungszustände [27, 106]

2.3.1 Verfahrensprinzip

In Abschnitt 2.2 wurde erläutert, dass die Verformbarkeit von AlMg-Legierungen mit der Temperatur zunimmt. Diese Eigenschaft wirkt sich positiv auf die Tiefziehbarkeit aus. Das Grenzziehverhältnis steigt mit der Prozesstemperatur [59, 93]. Die Gründe dafür sind, dass zum einen die Dehngrenzen erhöht und damit Einschnürung und Reißen verzögert oder sogar verhindert werden können. Zum anderen wird der Widerstand gegen plastische Verformung mit zunehmender Temperatur geringer. Die Kraft die notwendig ist um den Werkstoff in der Umformzone zu verformen wird kleiner. Dadurch sinkt die Belastung der Kraftübertragungszone und damit die Gefahr von Versagen durch Reißen.

Die isotherme Prozessführung ist jedoch nicht die bestmögliche Verfahrensvariante. Bei durchgehender Erwärmung werden die stark belasteten Bereiche in der Kraftübertragungszone infolge der Entfestigung bei erhöhten Temperaturen geschwächt. Die übertragbaren Kräfte sind klein, die erzielbaren Ziehtiefen daher gering. Durch Kühlung der Kraftübertragungszone und Erwärmen der Umformzone kann das Verhältnis von übertragbaren zu auftretenden Kräften und dadurch auch das Grenzziehverhältnis erhöht werden. Im einfachsten Fall kann das durch die Kühlung des Stempels und der Beheizung der Matrize und des Niederhalters realisiert werden. Der Wärmeaustausch erfolgt dabei über die Kontaktflächen zwischen Werkzeug und Platine. Diese Prozessstrategie wurde bereits 1946 von Finch et al. [30] vorgestellt und deren positive Auswirkung auf das Grenzziehverhältnis mehrmals bestätigt [23, 51, 58].

Um das Grenzziehverhältnis zu erhöhen und so möglichst große Ziehtiefen zu erreichen, muss der Temperaturgradient zwischen Umform- und Kraftübertragungszone demnach möglichst groß sein [88]. Eine Möglichkeit dem idealen Temperaturprofil näher zu kommen ist den Ziehring von der Matrize thermisch zu entkoppeln und diesen zu kühlen [32, 43]. Durch den hohen Kontaktdruck am Ziehradius wird der Wärmeaustausch in diesem Bereich begünstigt. Der Blechwerkstoff wird vor dem Einlauf in die Zarge gekühlt und gewinnt dadurch an Festigkeit. Zusätzlich kann die Kraftübertragungszone aktiv mit Druckluft gekühlt werden [88]. Beim hydromechanischen Tiefziehen bietet sich zusätzlich die Möglichkeit das Fluid zu temperieren und so Wärme abzuführen [43]. Mit diesen Prozessstrategien kann das Grenzziehverhältnis von AlMg-Blechlegierungen von ca. 2.0 bei RT auf bis zu 3.0 bei 250 °C gesteigert werden [33, 43, 88, 98], das entspricht in etwa einer Verdoppelung der Ziehtiefe [59, 93]. Eine anschauliche Darstellung der Erhöhung der Ziehtiefe mittels Tiefziehen im halbwarmen Temperaturbereich ist in Abbildung 2.11 zu sehen.

Eine weitere Möglichkeit das Verhältnis von übertragbaren zu auftretenden Kräften beim Tiefziehen von Al-Legierungen zu erhöhen ist die lokale Wärmebehandlung der Platine. Dabei wird in der Umformzone gezielt ein weicherer und in der Kraftübertragungszone ein festerer Werkstoffzustand erzeugt [41]. Der Inhalt der vorliegenden Arbeit bezieht sich jedoch ausschließlich auf die lokale Erwärmung der Platine im Tiefziehwerkzeug und der damit einhergehenden kurzzeitigen Entfestigung im Temperaturbereich der Werkstoffherholung (Abschnitt 2.2.1).

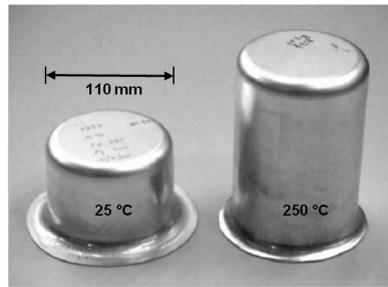


Abbildung 2.11: Erhöhung des Grenzziehverhältnisses von 2.2 bei RT auf 2.6 bei 250 °C [19]

2.3.2 Einfluss der Temperatur auf die Prozessgrößen

Durch die Einführung der Temperatur als zusätzlichen Freiheitsgrad beim Tiefziehen eines Bauteils nimmt die Komplexität des Prozesses zu. Zum einen werden für das Tiefziehen relevante Prozessgrößen, wie z.B. die auftretenden Pressenkräfte von der Verarbeitungstemperatur beeinflusst. Zum anderen müssen bei erhöhter Temperatur zusätzliche Effekte wie z.B. die Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung oder der Wärmeübergang zwischen Werkzeug und Werkstück berücksichtigt werden. In den folgenden Absätzen wird der Einfluss der Temperatur auf die wichtigsten Prozessgrößen beim Tiefziehen erläutert.

Stempelkraft

Mit zunehmender Temperatur sinkt der Widerstand gegen plastische Verformung. Daher wird auch die Kraft die vom Stempel aufgebracht werden muss um den Werkstoff zu verformen kleiner. Daraus ergibt sich die Möglichkeit das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen auf Pressen mit geringerem Arbeitsvermögen durchzuführen und so Kosten zu sparen [43].

Taktzeit

Der Widerstand gegen plastische Verformung nimmt bei erhöhten Temperaturen vor allem in der Umformzone mit der Verformungsgeschwindigkeit zu. Dadurch steigt die Belastung der Kraftübertragungszone. Das Grenzziehverhältnis wird kleiner. Demnach nimmt die Tiefziehbarkeit bei erhöhter Temperatur mit der Stempelgeschwindigkeit ab [19, 45, 83, 88]. Für die industrielle Anwendung, wo die Taktzeit so klein wie möglich sein sollte, ist diese Eigenschaft nachteilig.

Reibung

Die Reibung zwischen Matrize und Niederhalter und der Platine sollte beim Tiefziehen so gering wie möglich sein. Dadurch bleibt die Reibkraft

$$F_R = \mu F_N \quad (2.2)$$

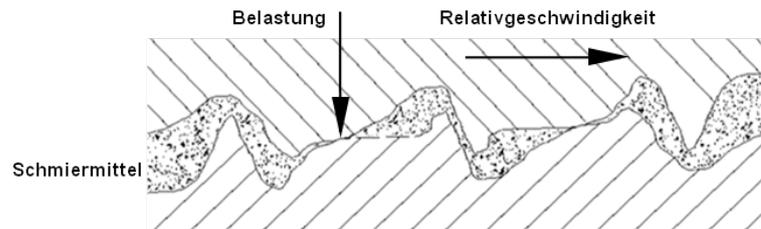


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung der Mischreibung

mit dem Reibwert μ und der Normalkraft F_N , die während des Einzugs des Bleches von der Stempelkraft überwunden werden muss, klein. Bei geringen Reibwerten wird die Kraftübertragungszone weniger belastet und die Umformbarkeit nimmt zu. Zusätzlich soll das Schmiermittel die Werkzeugoberfläche vor Adhäsion und Abrasion schützen und so den Verschleiß minimieren.

Beim Tiefziehen herrscht die sog. Mischreibung vor. Dabei sind die Reibpartner grundsätzlich durch das Schmiermittel getrennt. Lokal kommt es jedoch zum metallischen Kontakt von Rauigkeitsspitzen (Abbildung 2.12). Der Reibwert ist dabei im Wesentlichen vom Kontaktdruck, dem verwendeten Schmiermittel und dessen Temperaturbeständigkeit abhängig.

Mit steigender Kontaktnormalspannung kommt es zunächst zu einer Einglättung der Rauigkeitsspitzen auf der Blechoberfläche. Dadurch wird das Gleiten der Reibpartner aufeinander begünstigt und der Reibwert nimmt ab. Wird der Kontaktdruck weiter erhöht kommt es zur Verdrängung des Schmiermittels und zum vermehrten Kontakt der metallischen Oberflächen. Das hat ein Ansteigen des Reibwerts zur Folge. Die Kontaktdrücke die beim Tiefziehen vorherrschen liegen im Bereich fallender Reibwerte [39].

Der Schmierstoff für die Aluminiumblechumformung bei erhöhten Temperaturen sollte

- gute Gleiteigenschaften besitzen,
- im Anwendungsbereich temperaturbeständig sein,
- die Adhäsionsneigung vermindern,
- nach dem Tiefziehen leicht entfernbar sein und
- keine Gefahr für die Gesundheit durch Verdampfung flüchtiger Anteile darstellen [43].

Die Temperaturbeständigkeit des Schmiermittels hat einen entscheidenden Einfluss auf die Verfahrensgrenzen beim Halbwarmumformen von Aluminiumblech. Grundsätzlich geht man davon aus, dass die Viskosität des Schmiermittels mit zunehmender Temperatur abnimmt und der Reibwert dadurch steigt [39]. Zusätzlich steigt mit zunehmender Temperatur die Adhäsionsneigung von metallischen Werkstoffen. Dadurch steigen die Haftkräfte und die Reibkraft nimmt zu [24, 34, 35].

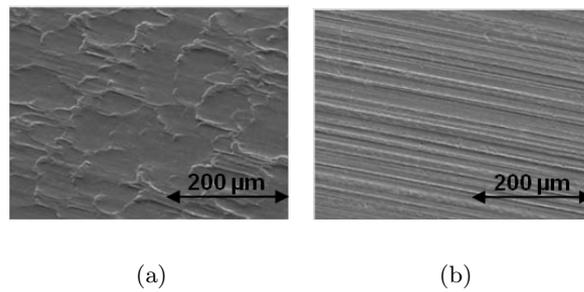


Abbildung 2.13: (a) EDT- und (b) MF-Oberfläche eines Aluminiumblechs [68]

Für die Halbwarmumformung von Aluminiumblechen wurden bisher folgende Schmierstoffgruppen verwendet:

- Bornitrid,
- graphithaltige Schmierstoffe auf Mineralölbasis,
- PTFE-Folien,
- Halbtrockenschmierstoffe auf Basis von Fettalkoholpolyglykoether und
- wasserlösliche Trockenschmierstoffe.

Bornitrid- und graphithaltige Schmierstoffe sind nach dem Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen nur schlecht entfernbar und deshalb für diese Anwendung nur bedingt geeignet [24, 30, 111]. Das Tiefziehen von mit Folien beschichteten Blechen hat sich bei Kaltumformprozessen mittlerweile etabliert. Jedoch sind speziell für die Halbwarmumformung mit temperaturbeständigen PTFE-Folien beschichtete Aluminiumbleche z.Z. noch nicht kommerziell erhältlich [45, 93]. Als zielführend hat sich die Verwendung von Halbtrockenschmierstoffen erwiesen [18, 43]. Die geringsten Reibwerte in Verbindung mit der besten Trennwirkung und Entfernbarkeit zeigen wasserlösliche Trockenschmierstoffen [28, 38]. Nach dem Auftragen in flüssiger Form verdunsten die flüchtigen Anteile und ein anhaftender Schmierfilm bleibt zurück. Dieser kann nach der Umformung mit Wasser entfernt werden.

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Reibungsverhältnisse beim Tiefziehen ist die Oberflächenbeschaffenheit der Platine. Vor allem in der Automobilindustrie bevorzugt verwendet werden Bleche mit EDT(Electro Discharge Texture)-Oberfläche. Im Vergleich zu anderen Oberflächentexturen wie der MF(Mill-Finish)-Oberfläche zeichnet sich die EDT-Oberfläche durch ihre gute Benetzbarkeit mit Schmiermittel aus (Abbildung 2.13). Daraus resultieren gute Gleiteigenschaften, die positive Auswirkungen auf die Tiefziehbarkeit und den Werkzeugverschleiß haben [61, 68, 72].

Reibwerte werden üblicherweise im Streifenzugversuch ermittelt. Dabei wird ein Blechstreifen, von bei Bedarf beheizten, Ziehbacken mit einer definierten Normalkraft F_N belastet. Die Reibkraft F_R , die notwendig ist um den Streifen durch die Backen zu ziehen, wird gemessen und so der Reibwert μ nach Formel 2.2 bestimmt [39, 43].

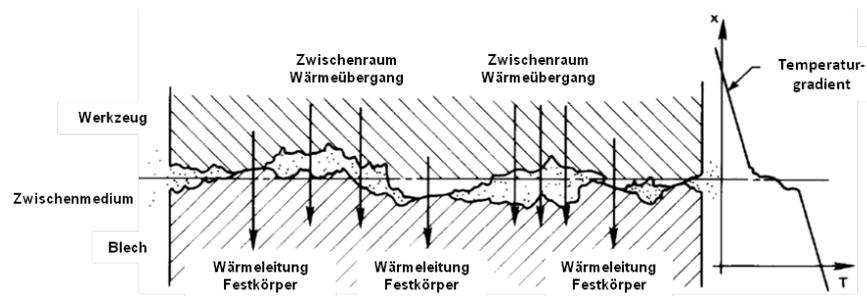


Abbildung 2.14: Schematische Darstellung des Wärmeübergangs zwischen Blech und Werkzeug [60]

Wärmeübergang

Im Vergleich zur Kaltumformung stellt der Wärmeübergang zwischen Werkzeug und Platine bei der Halbwarmumformung eine zusätzliche Prozessgröße dar. Die Wärme die pro Zeiteinheit zwischen zwei in Kontakt befindlichen Oberflächen ausgetauscht wird ist

$$\dot{q} = A h_c \Delta T \quad (2.3)$$

und ist abhängig von der Kontaktfläche A , dem Temperaturunterschied ΔT der in Kontakt befindlichen Oberflächen und dem Wärmeübergangskoeffizienten h_c [22, 60]. Der Wärmeübergangskoeffizient ist wiederum von

- der Oberflächenbeschaffenheit der Kontaktflächen (Rauigkeit),
- dem verwendeten Schmiermittel,
- dem Kontaktdruck,
- den in Kontakt befindlichen Werkstoffen und
- der Temperatur der Kontaktfläche

abhängig.

Auf mikroskopischer Ebene setzt sich der Wärmeübergang aus der dominierenden Wärmeleitung in den metallischen Kontaktflächen und der Wärmeübertragung durch das Zwischenmedium zusammen (Abbildung 2.14). Mit zunehmender Flächenpressung nimmt die metallische Kontaktfläche zu. Aus diesem Grund steigt der Wärmeübergangskoeffizient mit dem Kontaktdruck an.

Der Wärmeübergangskoeffizient wird üblicherweise empirisch in Aufheiz- oder Abkühlversuchen ermittelt. Dabei wird eine Blechprobe zwischen zwei Backen bei einem definierten Kontaktdruck erwärmt oder abgekühlt. Die Backen entsprechen dem Tiefziehwerkzeugwerkstoff. Als Zwischenmedium wird das beim Tiefziehen verwendete Schmiermittel appliziert. Während der Aufheiz- oder Abkühlphase wird die Blechtemperatur und die Werkzeugtemperatur nahe der Kontaktfläche gemessen. Damit kann der Wärmeübergangskoeffizient ermittelt werden [29, 70, 71, 87].

Einen entscheidenden Einfluss hat der Wärmeübergang auf die Aufheizzeit der Platine im Werkzeug sowie auf den sich einstellenden Temperaturgradienten zwischen Kraftübertragungs- und Umformzone. In beiden Fällen sollte der Wärmeübergangskoeffizient so groß wie möglich sein um einerseits die Aufheizzeit und dadurch die Taktzeit so kurz wie möglich halten zu können. Andererseits kann dadurch die Kraftübertragungszone während des Tiefziehens auch bei hohen Umformgeschwindigkeiten von Stempel und Ziehradius gekühlt und dadurch verfestigt werden (siehe Abschnitt 2.3.1).

Faltenbildung

Stark ausgeprägte Faltenbildung ist neben dem Auftreten von lokaler Einschnürung und Reißen eine weitere Form des Versagens beim Tiefziehen. Mit zunehmender Temperatur wird die Faltenbildung im Flanschbereich vermindert. Dafür verantwortlich sind die mit der Temperatur abnehmende Fließspannung [25,97], der mit der Temperatur steigende R -Wert [7,97,102] sowie der mit der Temperatur geringer werdende Elastizitätsmodul [81,97]. Neben der Verbesserung der Verformbarkeit und der Verringerung der Ziehkräfte ist die verminderte Faltenbildung ein weiterer Effekt, der dazu beiträgt die Umformbarkeit und so das Grenzziehverhältnis bei erhöhten Temperaturen zu steigern.

Rückfederung

Im Vergleich zu Stahlblechen ist die Rückfederung beim Tiefziehen von Aluminiumblechen stärker ausgeprägt und stellt daher einen Wettbewerbsnachteil dar. Die Erhöhung der Verarbeitungstemperatur in den halbwarmen Temperaturbereich ist eine Möglichkeit diesen Nachteil zu kompensieren.

Durch die geringere Fließspannung bei erhöhten Temperaturen sinkt auch der nach der Umformung gespeicherte Anteil der elastischen Verformungsenergie. Aus diesem Grund kann die Rückfederung im halbwarmen Temperaturbereich im Vergleich zum Tiefziehen bei Raumtemperatur wesentlich reduziert werden [48,82,112]. Allerdings muss hier zwischen der isothermen und der nicht-isothermen Prozessführung unterschieden werden. Wie in Abschnitt 2.3.1 beschrieben wurde, ist die nicht-isotherme Prozessführung vorteilhaft für die Erhöhung des Grenzziehverhältnisses. Im Vergleich zur isothermen Prozessführung, ist die Rückfederung bei der nicht-isothermen Prozessführung jedoch wesentlich stärker ausgeprägt, aber noch immer geringer als bei RT [50].

2.4 Thermomechanische Tiefziehsimulation

Numerische Berechnungsverfahren, die auf der Finiten-Elemente-Methode basieren, bieten die Möglichkeit das Werkstoffverhalten und die Wechselwirkungen zwischen Werkzeug und Werkstück in einem Umformprozess zu modellieren. Rechner sind seit ca. Ende der 1990er Jahre in der Lage die dabei anfallenden Datenmengen in ausreichend kurzer Zeit zu verarbeiten. Seitdem hat sich die Simulation des Tiefziehens von komplexen Bauteilgeometrien

etabliert. Dazu beigetragen hat auch, dass zu dieser Zeit erstmals kommerziell erhältliche FE-Software die Simulation des Tiefziehens ermöglichte. Dadurch wurde die Verwendung dieser Berechnungsmethode wesentlich vereinfacht und für Ingenieure zugänglich gemacht [21].

Die Simulation bietet die Möglichkeit Tiefziehwerkzeuge und Prozesse zeit- und kostengünstig auszulegen und zu optimieren. Aus diesem Grund ist sie aus der industriellen Anwendung mittlerweile nicht mehr wegzudenken. In der wissenschaftlichen Anwendung ist die FEM ebenfalls ein wichtiges Instrument, weil damit Effekte untersucht werden können die sich der Betrachtung am Realobjekt entziehen.

Thermisch unterstützte Umformverfahren wurden bisher vor allem in der Massivumformung simuliert. Seitdem jedoch pressgehärtete Bauteile aus borlegierten Stahlblechen in der Automobilindustrie vielfältig eingesetzt werden [8–10], wurden auch die entsprechenden thermomechanischen Simulationsmethoden für die Blechumformung weiterentwickelt [63, 91].

Die Simulation der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen wurde bisher überwiegend im akademischen Umfeld anhand von einfachen Geometrien und mit vereinfachter Abbildung der Werkstoff- und/oder der Prozesseigenschaften durchgeführt. Damit gemeint sind:

- die Simulation von axialsymmetrischen Bauteilen (zylindrische Näpfe) mit 2D Modellierung [23, 43, 83, 98],
- die Vernachlässigung der Dehnratenabhängigkeit bei erhöhten Temperaturen [98],
- die Verwendung von sehr geringen Umformgeschwindigkeiten [67, 105],
- die Simulation einer isothermen Prozessführung [23] und
- die Vernachlässigung der Abhängigkeit des Reibwerts und des Wärmeübergangskoeffizienten von weiteren Prozessgrößen [13, 14, 49–52].

Über die FE-Simulation von praxisnahen Aluminium-Tiefziehprozessen im halbwarmen Temperaturbereich wurde nach Wissen des Autors in der Literatur noch nichts berichtet. Eine FE-Software, die umfangreiche Möglichkeiten bietet einen solchen Prozess effizient zu modellieren ist LS-Dyna. In den folgenden Unterkapiteln wird auf den Stand der Technik bei der Modellierung der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen mit der FEM und im speziellen auf die Modellierung mit LS-Dyna eingegangen.

2.4.1 Materialmodellierung

Um das Werkstoffverhalten bei der Halbwarmumformung von Aluminiumlegierungen modellieren zu können muss die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit berücksichtigt werden (Abschnitt 2.2). Im einfachsten Fall wird hierfür ein vom Hollomon-Ansatz abgeleitetes empirisches Modell herangezogen, das die Vergleichsspannung bei Fließbeginn σ_y abhängig von der Dehnung, der Dehnratenrate und der Temperatur beschreibt:

$$\sigma_y(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = K(T) \varepsilon^{n(T)} \dot{\varepsilon}^{m(T)}. \quad (2.4)$$

Darin ist ε die Gesamtdehnung. Der elastische Anteil wird bei großen Deformationen, wie sie in der Umformtechnik vorherrschen, üblicherweise jedoch vernachlässigt. Des Weiteren ist n der Verfestigungsexponent, m der Dehnratenverfestigungsexponent und K eine werkstoffspezifische Konstante. Diese Modellparameter sind eine Funktion der Temperatur und werden üblicherweise mithilfe des einachsigen Zugversuchs ermittelt [4, 74, 104].

Eine weitere Möglichkeit ist die Beschreibung des Verformungs- und Verfestigungsverhaltens mit physikalisch basierten Modellen. Diese berücksichtigen die grundlegenden plastischen Deformationsmechanismen von Metallen wie die Veränderung der Versetzungsdichte und der Versetzungsbewegungen mit der Temperatur und der Verformungsgeschwindigkeit. Für die Beschreibung der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen wurden in der Literatur die Modelle von Bergström [13, 104, 106] und das Modell von Nes [55, 56] verwendet. Der Nachteil dieser Modelle im Vergleich zu empirischen Modellen ist, dass eine Vielzahl an Parametern ermittelt werden muss.

In kommerziellen FE-Codes wie LS-Dyna werden die im Zugversuch oder im hydraulischen Tiefungsversuch gemessenen Fließkurven üblicherweise direkt in tabellarischer Form angegeben. Um das Fließverhalten beschreiben zu können, müssen mehrere Fließkurven im betreffenden Temperatur- und Dehnratenbereich aufgenommen werden. Die Berechnung von Fließspannungen, die zwischen den angegebenen Fließkurven liegen, erfolgt mittels Interpolation.

Die Dehnratenabhängigkeit der Fließkurve wird in LS-Dyna mit dem empirischen Modell von Cowper und Symonds beschrieben [64, 110]:

$$\sigma_y(\varepsilon_{eff}^p, \dot{\varepsilon}_{eff}^p, T) = \sigma_y^s(\varepsilon_{eff}^p, T) \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eff}^p}{C(T)} \right)^{\frac{1}{p(T)}} \right]. \quad (2.5)$$

Dabei wird die Spannung bei Fließbeginn σ_y durch Skalierung der temperaturabhängigen quasistatische Vergleichsspannung σ_y^s ermittelt. Die quasistatische Vergleichsspannung ist von der plastischen Vergleichsdehnung ε_{eff}^p abhängig und wird in tabellarischer Form angegeben. Der Skalierungsfaktor ist abhängig von der plastischen Vergleichsdehnrates $\dot{\varepsilon}_{eff}^p$ und den Modellparametern C und p . Die Modellparameter werden durch Anpassung an die experimentellen Zugversuchsergebnisse ermittelt. Sie sind von der Temperatur abhängig und werden ebenfalls in tabellarischer Form angegeben [108, 109].

Das Fließverhalten wird bei der Simulation mit LS-Dyna mit dem Modell nach v. Mises beschrieben und damit als isotrop angenommen. Diese Annahme stellt eine Vereinfachung dar. Der Anisotropiewert von Al-Blechen der 5xxx-Serie liegt bei RT bei ca. 0.75 und steigt mit der Temperatur (vgl. Abschnitt 2.2.2). Materialmodelle, die die Veränderung der Anisotropiewerte mit der Temperatur berücksichtigen befinden sich in Entwicklung, sind jedoch in kommerziellen FE-Codes noch nicht verfügbar [4, 5, 14, 47].

Ein weiterer Werkstoffkennwert der von der Temperatur abhängig ist, ist der Elastizitätsmodul [81]. Da die elastischen Verformungen beim Tiefziehen im Vergleich zu den plastischen Verformungen klein sind und daher das Simulationsergebnis nur geringfügig beeinflussen,

kann deren Temperaturabhängigkeit vernachlässigt werden [104]. Bei der Berechnung der Rückfederung hat die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls jedoch sehr wohl einen Einfluss (vgl. Abschnitt 2.3.2).

Die Wärmekapazität von Aluminium steigt im Temperaturbereich von 20 bis 300 °C von 900 auf 950 J/KgK [22]. Diese geringe Abhängigkeit von der Temperatur wird in der Simulation nicht berücksichtigt. Die thermische Leitfähigkeit von Aluminiumlegierungen variiert im Temperaturbereich der Halbwarmumformung geringfügig um 120 W/mK [83]. Dieser Einfluss wird in der Simulation ebenfalls vernachlässigt. Die Wärmekapazität und Leitfähigkeit des Blechs und der Werkzeuge werden als konstant angenommen.

2.4.2 Prozessmodellierung

Beim Tiefziehen im halbwarmen Temperaturbereich kommt es einerseits zur mechanischen Verformung und andererseits durch den Kontakt mit den beheizten bzw. gekühlten Werkzeugen zur Veränderung der Temperaturverteilung in der auszuformenden Platine (Abschnitt 2.3.1). Diese beiden Vorgänge beeinflussen sich gegenseitig. Ein entsprechendes Modell muss daher die Verformung, die Temperaturveränderung und deren Wechselwirkungen abbilden können. Man spricht dabei von einem thermomechanisch gekoppelten Simulationsmodell.

Anwendungsorientierte FE-Codes bedienen sich dabei unterschiedlicher Strategien. In LS-Dyna werden die mechanische und die thermische Berechnung unabhängig voneinander durchgeführt. Das mechanische Problem, die Lösung des Verschiebungsansatzes, wird mittels expliziter Zeitintegration gelöst. Das thermische Problem, die numerische Lösung der Fourierschen Wärmeleitungsgleichung, erfolgt mittels eines impliziten Zeitintegrationsverfahrens. Die Ergebnisse beider Lösungen werden im Abstand einer definierten Anzahl von Zeitschritten ausgetauscht [64, 92].

Der Nachteil des expliziten Integrationsverfahrens ist dessen bedingte Stabilität. Um die Konvergenz der Lösung zu gewährleisten muss der mechanische Zeitschritt Δt_{mech} kleiner sein als der kritische Zeitschritt

$$\Delta t_{krit} = \frac{L}{c} \quad \text{mit} \quad c = \sqrt{\frac{E}{\rho(1-\nu^2)}}. \quad (2.6)$$

Darin ist L die Elementkantenlänge des kleinsten Elements, c die Schallgeschwindigkeit, ρ die Dichte, E der Elastizitätsmodul und ν die Querdehnungszahl bzw. Poisson Zahl. Bei den in der Tiefziehsimulation verwendeten Elementkantenlängen von weniger als 5 mm ergeben sich Zeitschritte in der Größenordnung von weniger als einer 1 μs . Da eine Tiefziehoperation mehrere Sekunden dauert würde man in der Simulation mehrere Millionen Zeitschritte dafür brauchen. Die dafür benötigte Rechenzeit schließt eine praktische Anwendung dieser Simulationsmethode aus. Abhilfe schaffen hier Massen- und Zeitskalierung.

Bei der Massenskalierung wird die Dichte des Werkstoffes künstlich erhöht. Dadurch wird der kritische Zeitschritt größer, die Anzahl der benötigten Zeitschritte wird kleiner und die Simulationszeit geringer.

Bei der Zeitskalierung wird die Tiefziehoperation in der Simulation beschleunigt, d.h. die

Geschwindigkeit der Werkzeuge wird künstlich erhöht. Bei thermomechanischen Umformprozessen ist dabei zu beachten, dass die zeitabhängigen Prozess- und Materialkennwerte entsprechend der Erhöhung der Werkzeuggeschwindigkeit skaliert werden müssen. Für die Wärmeleitfähigkeit λ und den Wärmeübergangskoeffizienten h_c wird dieser Zusammenhang mit der Fourier Zahl Fo und der Biot Zahl Bi

$$Fo = \frac{\lambda t}{\rho c_p l^2} \quad \text{bzw.} \quad Bi = \frac{h_c l}{\lambda} \quad (2.7)$$

beschrieben. Diese Größen müssen im realen Prozess und in der Simulation übereinstimmen. Dabei sind l und t charakteristische Längen- bzw. Zeiteinheiten und c_p ist die spezifische Wärmekapazität. Wird die Dehnratenabhängigkeit des Werkstoffes berücksichtigt, muss diese ebenfalls entsprechend dem beschleunigten Prozess skaliert werden.

Die Grenze dieser Verfahren ist erreicht, wenn die künstliche Massen- bzw. Geschwindigkeitserhöhung zu künstlichen Trägheitseffekten führt, die das Simulationsergebnis verfälschen. Bei der thermomechanischen Simulation mit LS-Dyna ist eine effiziente Option verfügbar mit der diese künstlichen Trägheitseffekte vermindert werden können, das sog. Selective Mass Scaling. Damit kann der mechanische Zeitschritt erhöht und dadurch die Simulationszeit verringert werden [63, 80].

Die Berechnung der transienten Temperaturverteilung in der Platine mit dem impliziten Zeitintegrationsverfahren ist unbedingt stabil. Trotzdem ist der Zeitschritt der thermischen Berechnung Δt_{therm} durch die Elementkantenlänge L und die Temperaturleitfähigkeit a folgendermaßen begrenzt:

$$\Delta t_{therm} \leq \frac{1}{12} \frac{L^2}{a} \quad \text{mit} \quad a = \frac{\lambda}{\rho c_p} . \quad (2.8)$$

Der maximale thermische Zeitschritt liegt einige Größenordnungen über dem mechanischen Zeitschritt. In der Praxis muss der thermische Zeitschritt klein genug gewählt werden um die wechselnden Kontaktbedingungen abbilden zu können. Ein Anhaltswert ist

$$\Delta t_{therm} = \frac{d_{max}}{v_{max}} \quad \text{mit} \quad d_{max} = 1 \dots 5 \text{ mm} . \quad (2.9)$$

mit der maximalen Werkzeugbewegung zwischen zwei Zeitschritten d_{max} und der maximalen Werkzeuggeschwindigkeit v_{max} [63].

Bei der Simulation mit LS-Dyna besteht die Möglichkeit den thermischen Zeitschritt mit dem maximalen Temperaturgradienten zwischen zwei Knoten zu steuern. Dabei wird der zulässige Temperaturgradient vorgegeben und der Zeitschritt so gewählt, dass dieser nicht überschritten wird. Bei einer homogenen Temperaturverteilung kann dadurch der thermische Zeitschritt groß gewählt und die Berechnungszeit gering gehalten werden.

Der Einfluss der durch Reibung entstehenden Wärme ist gering und wird in der Simulation üblicherweise vernachlässigt. Der Einfluss der durch plastische Deformationsarbeit entstehenden Wärme ist vor allem in Bereichen großer Verformungen und großer Dehnraten beträchtlich. Diese Dehnungszustände herrschen in Bereichen lokaler Einschnürung vor. Demnach ist die Berücksichtigung dieses Einflusses für die Beschreibung der Verformung während

der Einschnürung relevant. Bei der Tiefziehsimulation wird die globale Dehnungsverteilung berechnet. Es genügt dabei den Beginn der Einschnürung zu prognostizieren, weil das mit Versagen gleichzusetzen ist. Der Einfluss der durch plastische Verformungsarbeit entstehenden Wärme kann daher vernachlässigt werden [62].

Der Wärmeaustausch zwischen Platine und Werkzeug erfolgt bei der in dieser Arbeit vorgestellten Methode hauptsächlich im geschlossenen Werkzeug. Daher wird der Wärmeaustausch durch Strahlung vernachlässigt. Der konvektive Wärmeübergang zur Umgebungsluft ist im Vergleich zum Wärmeübergang zwischen Platine und Werkzeugen gering und wird daher ebenfalls nicht berücksichtigt.

Die Wärmekapazität der Werkzeuge ist im Vergleich zur Platine sehr groß. Die Temperaturen der Werkzeuge ändern sich während des Tiefziehens daher nur geringfügig [104]. Sie werden deshalb als konstant angenommen. Ist der Wärmeübergangskoeffizient bei direktem Kontakt zwischen Werkzeug und Platine groß genug nimmt die Platine auch durch die gute Wärmeleitfähigkeit von Aluminium die Temperatur der Werkzeuge sehr schnell an.

LS-Dyna bietet mit der sog. Thermal Thick Shell (TTS) Option die Möglichkeit die Veränderung der Temperatur auf der Werkzeugoberfläche mit Schalenelementen vereinfacht zu berechnen. Zusätzlich kann mit dieser Option der Temperaturgradient über die Blechdicke der Platine, der üblicherweise vernachlässigt wird, berechnet werden [17].

Die Steifigkeit der Werkzeuge ist im Vergleich zur Platine wesentlich größer. Die Werkzeuge wurden deshalb wie bei der Tiefziehsimulation üblich als starr modelliert.

2.4.3 Beurteilung des Versagens

Die Beurteilung der Machbarkeit von Tiefziehteilen basiert üblicherweise auf der Analyse von Simulationsergebnissen mit dem Grenzformänderungsschaubild (engl. Forming Limit Diagram - FLD). Wie schon in Abschnitt 2.2.2 erläutert, ist die FLC bei der Halbwarmumformung von der Temperatur, der Dehnrage und vom Temperaturverlauf abhängig. Solche Datensätze sind für die praktische Anwendung zurzeit noch nicht verfügbar.

Die Umsetzung eines HWU-Prozesses wird in dieser Arbeit anhand der Fertigung eines LKW-Tanks gezeigt. Für die Herstellung von LKW-Tanks gibt es Vorgaben wonach die maximale Ausdünnung nicht mehr als 20 % sein darf, weil bei Werten darüber die geforderte Belastbarkeit des Blechs nicht mehr gewährleistet werden kann. In der Literatur sind dazu ähnliche Anhaltswerte zu finden [52]. Die Beurteilung der Simulationsergebnisse beschränkt sich in dieser Arbeit daher auf die Analyse der Blechdickenverteilung. In der Literatur gibt es zudem Hinweise, dass bei ausreichend genauer Beschreibung des Werkstoffverhaltens die Prognose der Einschnürung und damit des Versagens auch ohne FLC möglich sein sollte [104].

Zum Ende dieses Kapitels wird aufgrund des Anspruchs an Vollständigkeit auf Zusammenfassungen aus der Literatur zum Thema Halbwarmumformung von Aluminiumblech verwiesen [100,101]. Diese Veröffentlichungen stellen einen diese Arbeit ergänzenden Leitfaden durch den bisher erfolgten Fortschritt auf diesem Forschungsgebiet dar.

3 Simulation der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen

In diesem Kapitel wird die in Abschnitt 2.4 vorgestellte Simulationemethode auf die Halbwarmumformung von Aluminiumblech angewendet. Dazu werden im ersten Schritt Zugversuche bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten und im zweiten Schritt das Tiefziehen eines Napfes bei erhöhten Temperaturen simuliert. Die entsprechende Geometrie, die Versuchsbedingungen und die dazugehörigen Ergebnisse werden der Literatur entnommen. Mithilfe dieser einfachen Geometrien wird untersucht und beurteilt, ob die Simulationemethode das Werkstoffverhalten und die wesentliche Effekte beim Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen beschreiben kann.

Nachdem die Prognosefähigkeit des Simulationsmodells beurteilt wurde, wird es dazu verwendet das Tiefziehen eines einfachen Napfes hinsichtlich Formgebung und Wirtschaftlichkeit zu optimieren. Danach werden ausgewählte Berechnungs- und Prozessgrößen variiert und deren Einfluss auf das Tiefziehsimulationsergebnis analysiert. Das Ergebnis dieser Analyse sind einerseits Empfehlungen für Berechnungsgrößen, die eine effiziente Simulation ermöglichen. Andererseits wird dadurch die Sensitivität des Verfahrens auf ausgewählte Prozessgrößen bestimmt. Am Ende des Kapitels wird untersucht ob die optimierte Prozessstrategie auch bei einer komplexeren Bauteilgeometrie sinnvoll eingesetzt werden kann.

Die Ergebnisse dieses Kapitels sind eine validierte Simulationemethode und ein optimierter Prozess die bei der Auslegung eines Realbauteils im darauf folgenden Kapitel 4 zum Einsatz kommen.

3.1 Validierung der Simulationemethode

Für die Validierung der Simulation mit LS-Dyna wird im ersten Teil der einachsige Zugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten simuliert und untersucht ob das temperatur- und dehnratenabhängige Materialverhalten abgebildet werden kann. Danach wird das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen eines einfachen Napfes simuliert. Anhand des Vergleichs der berechneten Blechdickenverteilung und der berechneten Stempelkraft mit den entsprechenden experimentellen Ergebnissen wird analysiert ob und wie gut der Prozess mit LS-Dyna abgebildet werden kann.

3.1.1 Zugversuch

Die Zugversuchsgeometrie, die Versuchsbedingungen und die entsprechenden Ergebnisse werden von van den Boogaard [104] übernommen. Die darin untersuchte Legierung ist AA 5754-O.

Tabelle 3.1: Zusammensetzung der Legierung AA 5754-O in Gewichtsprozent [104]

%Mg	%Si	%Cu	%Mn	%Ti	%Al
3.356	0.130	0.010	0.320	0.009	Rest



Abbildung 3.1: Zugversuchsgeometrie (Maße in mm) [104]

Die Legierungszusammensetzung ist in Tabelle 3.1 gegeben.

Die Zugversuchsgeometrie entspricht DIN EN 10002 [2] und ist in Abbildung 3.1 dargestellt. Die in Tabelle 3.2 angegebenen mechanischen Kennwerte des Aluminiumwerkstoffes wurden ebenfalls von van den Boogaard übernommen und durch thermische Kennwerte [83] ergänzt.

Für die Modellierung des Fließverhaltens wurden die von van den Boogaard bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten gemessenen Fließkurven herangezogen. Die bei 25, 100, 175 und 250 °C experimentell ermittelten Fließkurven wurden wie bei van den Boogaard mit dem Modell von Swift extrapoliert und in LS-Dyna in tabellarischer Form definiert. Die Cowper Symonds Dehnratenparameter (Formel 2.5) wurden für die genannten Temperaturen invers ermittelt. Dabei wurden die Parameter C und p mittels Optimierung mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate an die experimentell ermittelten Fließkurven bei Dehnraten von 0.002, 0.02 und 0.1 s⁻¹ angepasst. Dabei wurde angenommen, dass die Fließkurve bei 0.002 s⁻¹ das quasistatische Fließverhalten repräsentiert. Die Dehnratenparameter sind gemeinsam mit dem verbleibenden Fehler bei der Anpassung des Modells (RMS-Error) in Tabelle 3.3 angegeben.

Tabelle 3.2: Mechanische [104] und thermische Kennwerte [83] für AA5754-O

Dichte	2700 kg/m ³
E-Modul	71000 N/mm ²
Poisson Zahl	0.3
Blechdicke	1.2 mm
Wärmekapazität	900 J/kgK
Wärmeleitfähigkeit	120 W/mK
Wärmeausdehnungskoeffizient	2.4 · 10 ⁻⁵ K ⁻¹

Tabelle 3.3: Temperaturabhängige Cowper Symonds Dehnratenparameter

Temperatur [°C]	C [s ⁻¹]	p [-]	RMS [MPa]
25	237300.00	3.030	0.583
100	6419.43	3.015	0.649
175	156.11	2.969	1.749
250	3.08	2.826	3.788

Die Elementkantenlänge im Simulationsmodell betrug ca. 1 mm. Wie in der Blechumformsimulation üblich wurden unterintegrierte Schalenelemente (Elementtyp 2 in LS-Dyna [64]) mit 3 Integrationspunkten über die Blechdicke verwendet.

Der einzige Einfluss, der zu einer Veränderung der Temperatur in der Zugprobe führt, die Umwandlung von plastischer Verformungsenergie in Wärme, wurde nicht berücksichtigt. Durch die große Wärmeleitfähigkeit von Aluminium und die vergleichsweise geringen Umformgeschwindigkeiten wird die lokal entstehende Wärme an benachbarte Bereiche mit geringerer Temperatur und durch Konvektion an die Umgebung abgeführt. Die Temperaturerhöhung in der Zugprobe ist gering und kann vernachlässigt werden. Deshalb kann die Simulation näherungsweise auch isotherm durchgeführt werden. Um den Zugversuch mit denselben Methoden zu simulieren die auch bei der Umformsimulation verwendet werden, wurde trotzdem ein thermomechanisch gekoppeltes Simulationsmodell verwendet. Die Simulationszeit wurde wie in Abschnitt 2.4.2 erläutert, mittels Massen- und Zeitskalierung verringert. Die Geschwindigkeit des beweglichen Querhaupts wurde in der Simulation auf 3000 mm/s erhöht und die in diesem Modell einzige von der Zeit abhängige Größe, der Dehnratenparameter C entsprechend skaliert. Um die Simulationszeit weiter zu verringern wurden Symmetrien genutzt und nur ein Viertelmodell des Zugversuchs simuliert.

Die Ergebnisse sind in Abbildung 3.2 dargestellt. Bei den beiden höheren Dehnraten von 0.02 und 0.1 s⁻¹ ist das Modell in der Lage das reale Materialverhalten wiederzugeben. Bei der geringeren Dehnrates von 0.002 s⁻¹ werden die experimentellen Ergebnisse weniger gut repräsentiert. In dieser Arbeit steht die Simulation von praxisnahen Tiefziehprozessen im Vordergrund. Dabei liegt die Umformgeschwindigkeit üblicherweise über 0.02 s⁻¹. Der Fehler bei der Beschreibung von Verformungen bei geringen Umformgeschwindigkeit wird daher keinen großen Einfluss auf die Simulationsergebnisse haben.

Zu beachten ist, dass bei großen plastischen Dehnungen die Verfestigung bei der Extrapolation mit dem Modell von Swift sehr ausgeprägt ist und vor allem bei höheren Dehnraten von den experimentellen Ergebnissen deutlich abweicht. Üblicherweise wird für Aluminium eine Extrapolation mit dem Modell von Voce bevorzugt. Diese liefert in diesem Fall bessere Ergebnisse [104]. Um bei der folgenden Simulation eines Napfziehversuches die Ergebnisse mit denen von van den Boogaard vergleichen zu können wurde bei der Simulation mit LS-Dyna trotzdem das Extrapolationsmodell von Swift verwendet.

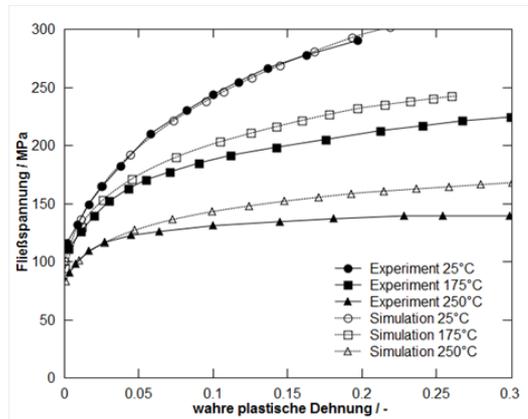
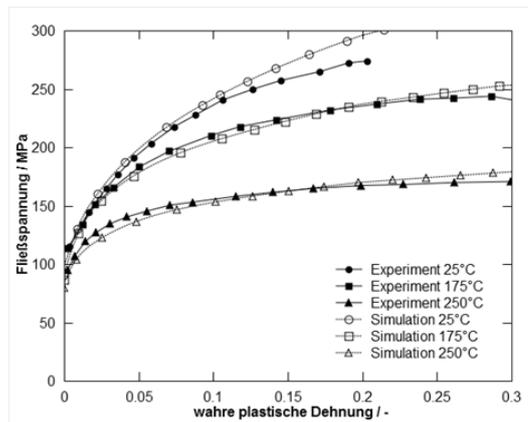
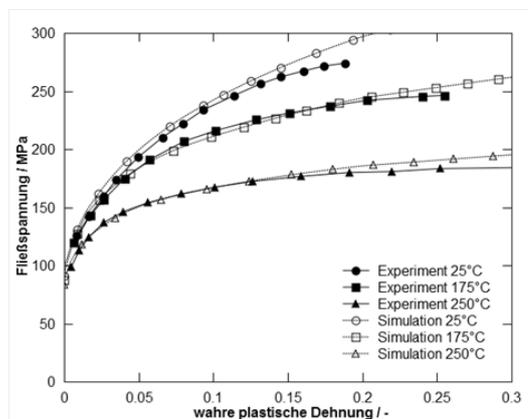
(a) $\dot{\epsilon} = 0.002 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon} = 0.02 \text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$

Abbildung 3.2: Zugversuchsergebnisse für unterschiedliche Temperaturen und Dehnraten, Experimente [104] und LS-Dyna Simulationen

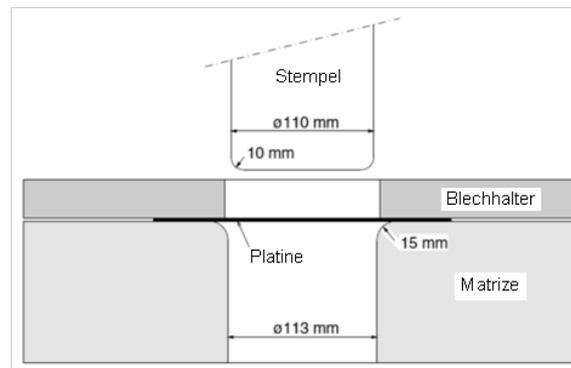


Abbildung 3.3: Geometrie für das Tiefziehen eines einfachen Napfes [104]

Tabelle 3.4: Prozessgrößen für das Tiefziehen eines einfachen Napfes [104]

Ziehtiefe	80 mm
Ziehverhältnis	2.09
Ziehgeschwindigkeit	2 mm/s
Blechhalterdruck	1 N/mm ²
Reibungskoeffizient < 110 °C	0.06
Reibungskoeffizient > 110 °C	0.12
Wärmeübergangskoeffizient [98]	1400 W/m ² K

3.1.2 Napfziehversuch

Nachdem nachgewiesen wurde, dass das Materialverhalten im einachsigen Zugversuch mit der verwendeten Simulationsmethode abgebildet werden kann, wurde im nächsten Schritt untersucht ob auch das Tiefziehen eines einfachen Napfes bei erhöhten Temperaturen simuliert werden kann.

Die Geometrie und die Prozessbedingungen wurden wie beim einachsigen Zugversuch von van den Boogaard [104] übernommen. Die Tiefziehgeometrie ist in Abbildung 3.3 dargestellt. Die Prozessparameter sind in Tabelle 3.4 zusammengefasst.

Das Ziehverhältnis wurde so gewählt, dass im betrachteten Temperaturbereich von 25 °C bis 250 °C Nöpfe fehlerfrei gezogen werden können. Die Matrize und der Blechhalter wurden mit Heizelementen erwärmt, der Stempel mittels Wasserkühlung auf Raumtemperatur gehalten. Vor dem Tiefziehen wurde die Platine durch den Kontakt mit der Matrize und dem Blechhalter solange beheizt, bis sich eine stationäre Temperaturverteilung einstellte.

In der Simulation wurde der Platine eine Starttemperatur zugeordnet, die der Temperatur der Matrize und des Blechhalters entspricht. Der Temperaturgradient über die Blechdicke wurde mit der TTS-Option vereinfacht berücksichtigt (siehe Abschnitt 2.4.2).

Das Materialmodell wurde von der LS-Dyna Simulation des Zugversuchs übernommen. Die Elementkantenlänge betrug ca. 1.25 mm. Wie beim Zugversuch wurden unterintegrierte Schalenelemente mit 3 Integrationspunkten über die Blechdicke verwendet. Der mechanische

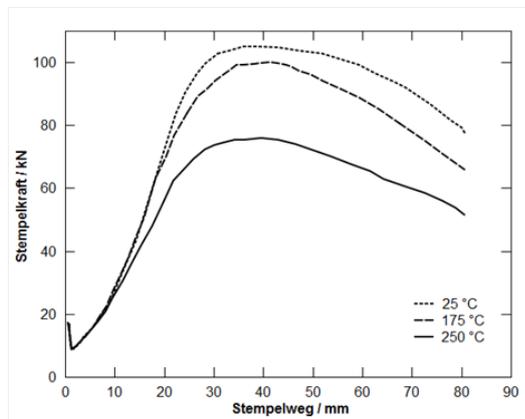
Zeitschritt wurde mit $1.0 \text{ e}^{-6} \text{ s}$ festgelegt. Pro Simulation wurden ca. 100 Iterationen für die implizite Berechnung der transienten Temperaturverteilung durchgeführt. Die Simulation wurde mittels Massen und Zeitskalierung beschleunigt. Die Stempelgeschwindigkeit wurde in der Simulation auf 5000 mm/s erhöht und die zeitabhängigen Größen Dehnratenabhängigkeit, Wärmeleitfähigkeit und Wärmeübergangskoeffizient entsprechend skaliert. Aus Symmetriegründen wurde nur ein Viertel des Napfes modelliert. Die Simulationszeit auf einem Rechner mit 2 CPU's (HP xw4550 Workstation AMD Opteron Dual Core) betrug ca. 5 min.

Abbildung 3.4 und Abbildung 3.5 zeigen die experimentellen und die Simulationsergebnisse. Dargestellt sind die Stempelkraft über dem Stempelweg bzw. die Blechdicke entlang der Abwicklung eines tiefgezogenen Napfes jeweils für unterschiedliche Flanschttemperaturen. Wie in Abschnitt 2.3.1 erläutert wurde, sinkt die Stempelkraft mit zunehmender Temperatur. Durch die geringeren Ziehkräfte bei erhöhten Temperaturen werden die Belastung und damit die Ausdünnung vor allem im Stempelradius und im Boden geringer. Die Simulationsergebnisse können die experimentellen Ergebnisse qualitativ wiedergeben. Die LS-Dyna Simulationsergebnisse stimmen mit den Simulationsergebnissen aus der Literatur überein. Bei der Simulation mit LS-Dyna sind Schwingungen im Stempelkraftsignal erkennbar (Abbildung 3.4c). Die Ursache dafür konnte nicht eindeutig identifiziert werden. Sie liegt jedoch wahrscheinlich an der solverspezifischen Kontaktmodellierung.

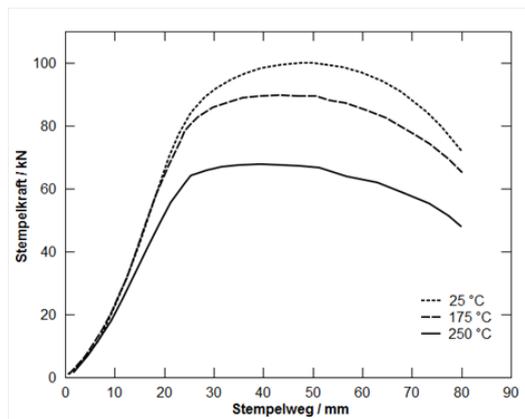
Tendenziell wird die Stempelkraft unter- und die Ausdünnung von der Simulation überschätzt. Ein Grund für die Abweichungen könnte die unzureichende Modellierung der Reibung sein. In diesem Beispiel wurde der Reibwert für ausgewählte Temperaturbereiche als konstant angenommen (siehe Tabelle 3.4). In Realität ist der Reibwert von der Temperatur, dem Kontaktdruck und in geringem Maße von der Gleitgeschwindigkeit abhängig (siehe Abschnitt 2.3.2). Eine Anpassung des Reibwerts kann das Simulationsergebnis verbessern [104]. Den verwendeten Reibwerten liegen jedoch Messungen zugrunde. An späterer Stelle, in Abschnitt 3.3.2, wird der Einfluss unterschiedlicher Reibwerte auf das Simulationsergebnis untersucht.

Der maximale Umformgrad liegt mit $\varphi = 0.6$ im Bereich der Extrapolation der Fließkurven. Das Extrapolationsmodell, in diesem Fall das von Swift, könnte demnach auch einen Einfluss auf die Simulationsergebnisse haben. Auf eine Bewertung von unterschiedlichen Extrapolationsmodellen wird an dieser Stelle jedoch verzichtet.

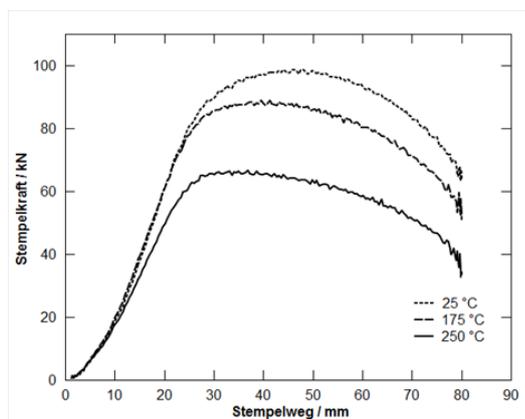
Ein weiterer Grund für die Abweichung der Simulationsergebnisse könnte die vereinfachte Modellierung mit einem isotropen Materialmodell sein. Ein temperatur- und dehnratenabhängiges anisotropes Materialmodell war zu der Zeit, in der diese Arbeit entstanden ist, in kommerziellen FE-Solvern jedoch noch nicht verfügbar. Bei van den Boogaard [104] wurde die Modellierung mit dem anisotropen Materialmodell von Vegter [107] untersucht. Dieses brachte jedoch keine wesentliche Verbesserung der Simulationsergebnisse mit sich. Wie schon in Abschnitt 2.2.2 erwähnt wurde, ist die Modellierung des anisotropen Werkstoffverhaltens noch mit Unsicherheiten behaftet und Gegenstand der aktuellen Forschung.



(a) Experimente [104]

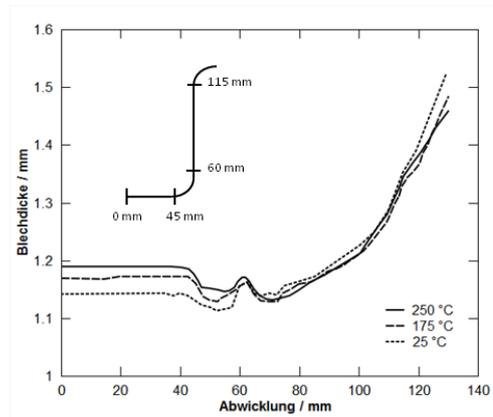


(b) Simulation [104]

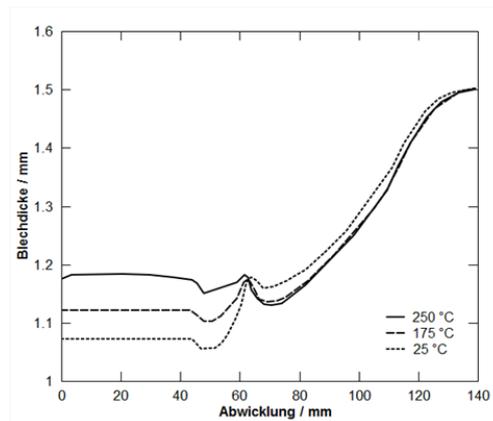


(c) Simulation LS-Dyna

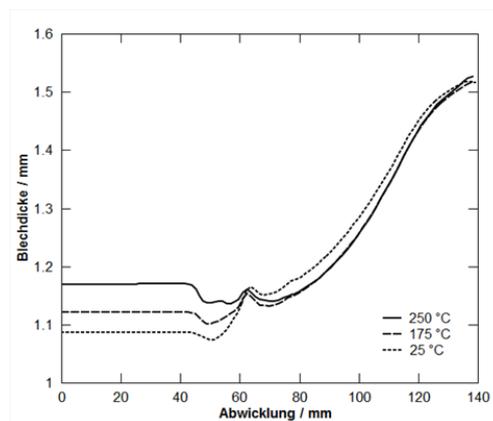
Abbildung 3.4: Stempelkraft über Stempelweg im Napfziehversuch für unterschiedliche Flanschttemperaturen, (a) Experimentelle und (b) Simulationsergebnisse aus der Literatur, (c) LS-Dyna Simulation



(a) Experimente [104]



(b) Simulation [104]



(c) Simulation LS-Dyna

Abbildung 3.5: Blechdicke entlang der Abwicklung eines tiefgezogenen Napfes, (a) Experimentelle und (b) Simulationsergebnisse aus der Literatur, (c) LS-Dyna Simulation

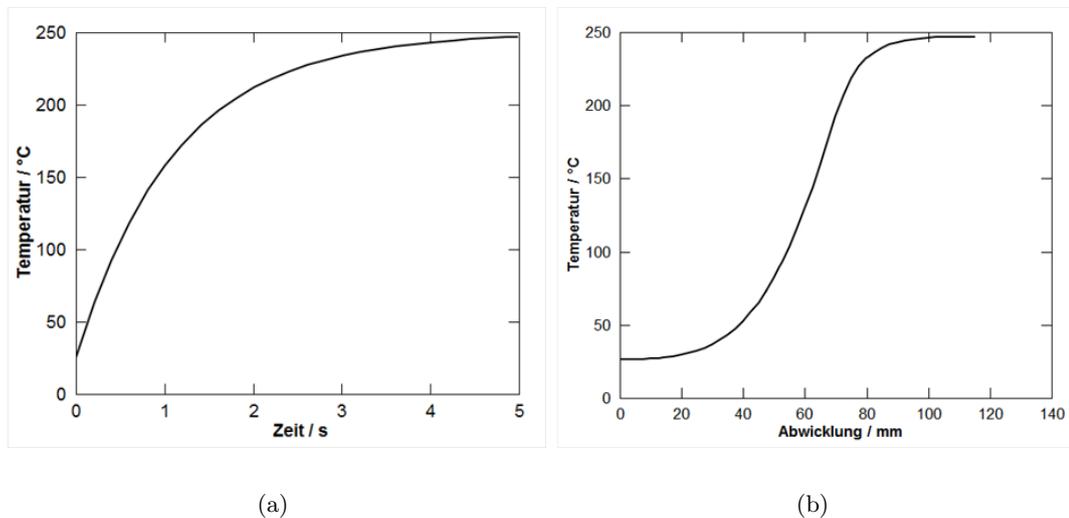


Abbildung 3.6: Aufheizen der Platine: (a) Aufheizkurve und (b) Temperaturverteilung nach 5 s

Zusammenfassung

Zum Ende dieses Abschnitts kann zusammenfassend festgestellt werden, dass die wesentlichen Effekte des Tiefziehens bei erhöhter Temperatur mit dem verwendeten Simulationsmodell zumindest qualitativ abgebildet werden können. Im folgenden Abschnitt wird das Simulationsmodell dazu verwendet den Prozess virtuell zu optimieren.

3.2 Optimierung der Prozessstrategie

Die bei van den Boogaard angenommenen Prozessbedingungen sind für eine praxisnahe Fertigung nicht praktikabel. Das gilt vor allem für die Stempelgeschwindigkeit von 2 mm/s und für das Aufheizen bis zu einer stationären Temperaturverteilung (Abschnitt 3.1.2). Diese Annahmen würden zu einer Zykluszeit von mehreren Minuten führen, die bei einer Serienfertigung nicht realisierbar ist. Um bei der Analyse des Simulationsmodells möglichst nah an der praktischen Anwendung zu sein wurde die Stempelgeschwindigkeit erhöht und die Aufheizzeit verkürzt und so die Zykluszeit optimiert.

Abbildung 3.6a zeigt den Temperaturverlauf im Flanschbereich der Platine während des Aufheizens. Nach fünf Sekunden erreicht die Platine die Werkzeugtemperatur von 250 °C. Die Temperaturverteilung in der Platine nach der Aufheizphase ist in Abbildung 3.6b dargestellt.

Die Stempelgeschwindigkeit wurde von 2 auf 10 mm/s erhöht. Die maximale Umformgeschwindigkeit liegt dabei mit $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ noch im Bereich der validierten Fließkurven (siehe Abbildung 3.2). Der mit den optimierten Prozessparametern berechnete Stempelkraftverlauf und die Blechdickenverteilung sind in Abbildung 3.7 dargestellt. Wie schon in Abschnitt 2.3.1 erläutert wurde, nehmen die Ziehkräfte und damit die Stempelkraft und die Ausdünnung in

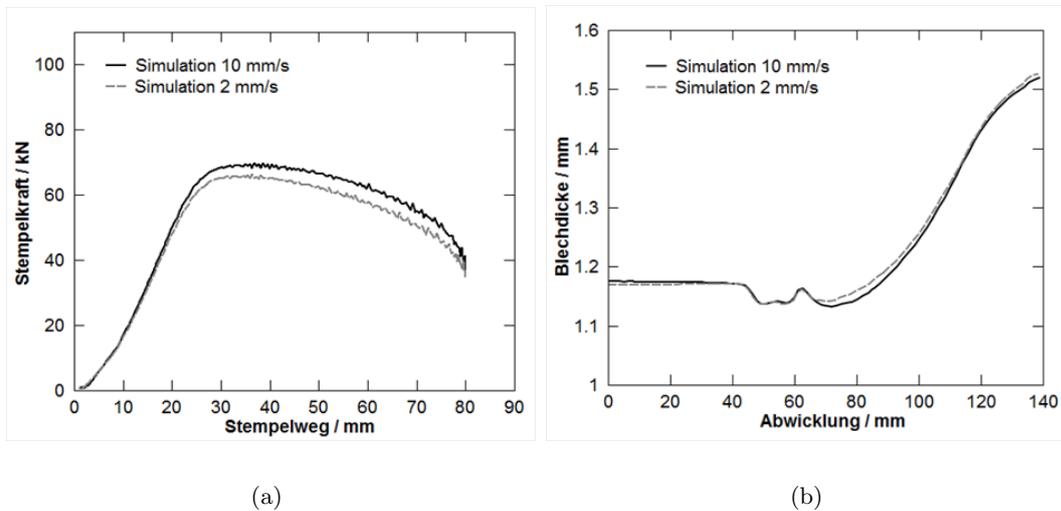


Abbildung 3.7: Einfluss der Stempelgeschwindigkeit (a) auf den Stempelkraftverlauf und (b) auf die Blechdickenverteilung im Napfziehversuch bei 250 °C Flanshtemperatur

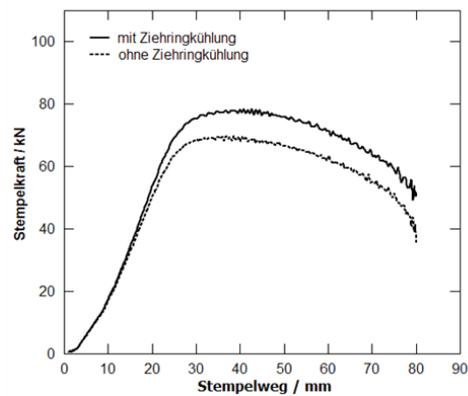
der Zarge mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit zu.

Der zweite Optimierungsschritt bezieht sich auf die Formgebungsmöglichkeiten des Prozesses. Wie schon in Abschnitt 2.3.1 erläutert wurde, kann durch Kühlung des Matrizenradius, auch Ziehring genannt, der Temperaturgradient zwischen Umform- und Kraftübertragungszone erhöht werden. Dadurch können größere Umformkräfte übertragen und höhere Ziehtiefen erzielt werden.

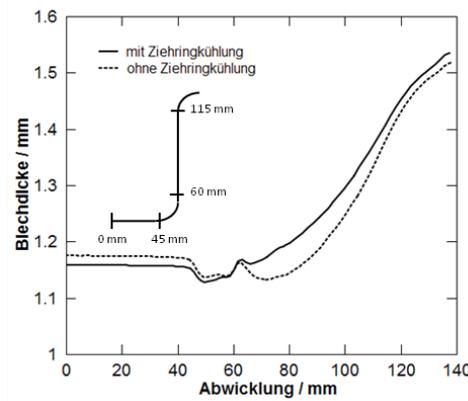
Abbildung 3.8 zeigt die Veränderung der Prozessgrößen Stempelkraft, Blechdickenverteilung und Temperatur mit und ohne Ziehringkühlung. Durch die geringere Temperatur der Platine zu Beginn der Umformung im Bereich des Ziehradius steigt die Festigkeit und damit die für die Ausformung des Radius notwendigen Kräfte. Durch die erhöhten Umformkräfte nimmt die Ausdünnung im Bodenbereich geringfügig zu. Gleichzeitig wird durch die geringere Temperatur in der Zarge der Werkstoff fester und die Ausdünnung in diesem Bereich dadurch verringert.

Um diesen Effekt zu verdeutlichen wurde das Ziehverhältnis in der Simulation von 2.09 auf 2.5 erhöht. In Abbildung 3.9 ist zu sehen, dass bei einem Ziehverhältnis von 2.5 die Ausdünnung in der Zarge ohne Ziehringkühlung annähernd 20 % und damit einen kritischen Wert bezüglich Versagen erreicht. Mit Ziehringkühlung ist die Ausdünnung in der Zarge und damit die Gefahr des Versagens wesentlich geringer. Das Potenzial mithilfe eines gekühlten Ziehrings die mögliche Ziehtiefe zu erhöhen wurde damit auch in der Simulation nachgewiesen.

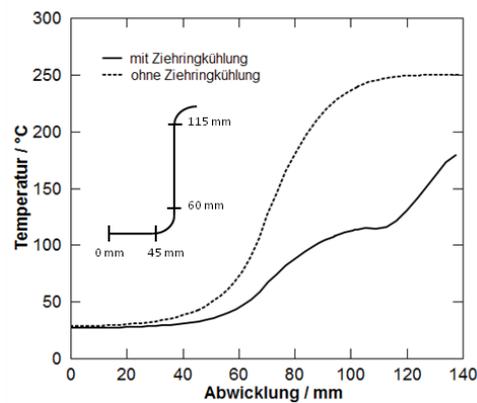
Die Simulation mit 250 °C Flanshtemperatur, 5 s Aufheizzeit, 10 mm/s Stempelgeschwindigkeit und Ziehringkühlung ist die Basis für die folgende Variation der Berechnungs- und Prozessgrößen.



(a)



(b)



(c)

Abbildung 3.8: Vergleich der Simulationsergebnisse mit und ohne Ziehringkühlung: (a) Stempelkraftverlauf, (b) Blechdicken- und (c) Temperaturverteilung nach dem Tiefziehen

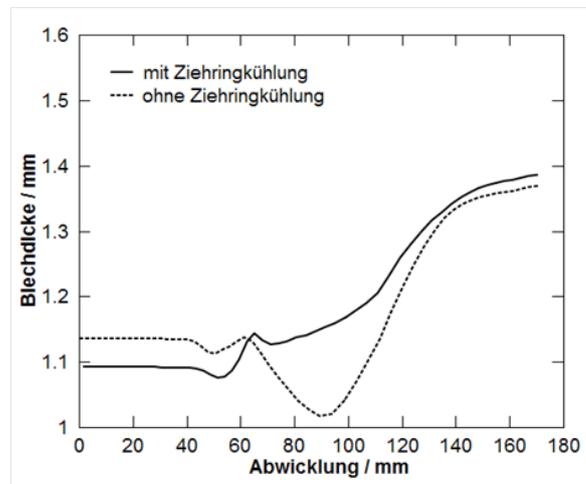


Abbildung 3.9: Blechdickenverteilung für Ziehverhältnis 2.5

3.3 Parameterstudie

Das Berechnungsergebnis einer Tiefziehsimulation ist einerseits von den Material- und Prozessparametern abhängig mit denen das Modell bestückt wird. Andererseits haben auch numerische Berechnungsgrößen wie die Elementkantenlänge, der Zeitschritt, etc. einen Einfluss auf das Ergebnis. Ziel dieses Abschnitts ist anhand von Parameterstudien den Einfluss dieser Größen auf die Simulation des Tiefziehens von Aluminiumblech bei erhöhten Temperaturen abschätzen zu können und Empfehlungen für optimale Werte zu geben. Zu diesem Zweck werden bei der Simulation des optimierten Tiefziehprozess aus Abschnitt 3.2 ausgewählte Berechnungs- und Prozessgrößen variiert und deren Auswirkung auf das Tiefziehergebnis analysiert.

3.3.1 Berechnungsgrößen

Die für die Simulation mit der FEM charakteristischen Berechnungsgrößen haben physikalisch keine Bedeutung für die untersuchte Problemstellung. Trotzdem haben sie einen Einfluss auf das Berechnungsergebnis. Grundsätzlich gilt für die FEM, dass je feiner das Problem aufgelöst wird, d.h. je größer der Aufwand bei der Modellierung und der Berechnung ist, desto genauer werden die Ergebnisse sein. In der praktischen Anwendung kommt der Zeit, die für die Simulation benötigt wird, jedoch eine mindestens genauso so große Bedeutung zu.

Ziel dieses Abschnitts ist daher für die Simulation der Aluminiumblechumformung bei erhöhten Temperaturen geeignete Berechnungsgrößen zu finden, mit denen einerseits ein ausreichend genaues Berechnungsergebnis erzielt werden kann und andererseits die dafür benötigte Simulationszeit für die praktische Anwendung gerechtfertigt werden kann.

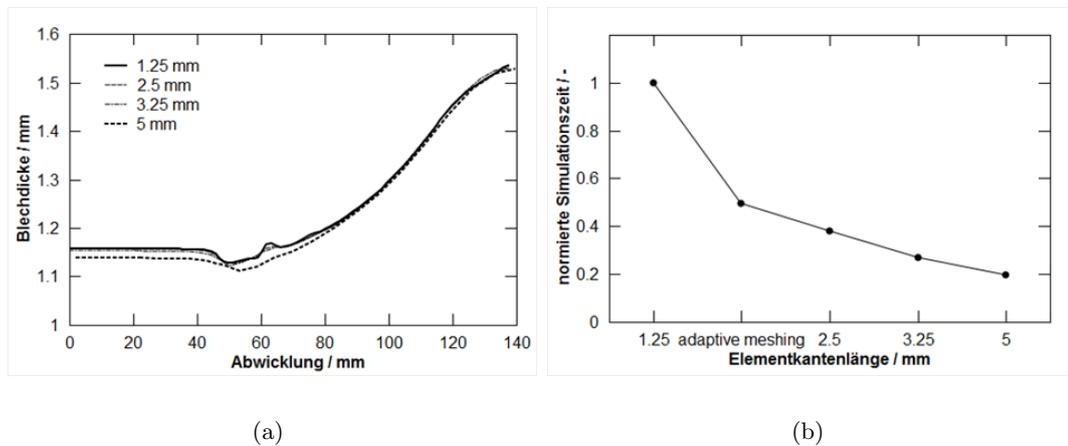


Abbildung 3.10: (a) Blechdicke und (b) Simulationszeit für unterschiedliche Elementkantenlängen

Elementkantenlänge

Die Berechnungszeit steigt in etwa quadratisch mit geringer werdender Elementkantenlänge. Man ist daher bestrebt, die Elementkantenlänge so groß wie möglich zu wählen. Die Elementkantenlänge muss jedoch klein genug sein um die Geometrie ausreichend genau abbilden zu können. Das gilt bei der Tiefziehsimulation vor allem für die Modellierung der Radien. Üblicherweise liegen die verwendeten Elementkantenlängen zwischen 2 und 20 mm. Man bedient sich dabei sog. Adaptive Meshing Methoden die das FE-Netz der Platine abhängig von den lokal abzubildenden Radien verfeinern.

In dieser Analyse wird lediglich die Elementkantenlänge der Platine variiert. Die Elementkantenlänge des FE-Netzes der Werkzeuge wird mit 2.5 mm konstant gehalten. Die berechnete Blechdickenverteilung für unterschiedliche Elementkantenlängen und die entsprechende Simulationszeit sind in Abbildung 3.10 dargestellt. Bei 1.25 und 2.5 mm sind die Ergebnisse annähernd identisch, bei 3.25 mm sind geringe Unterschiede zu erkennen. Bei 5 mm wird die Ausdünnung überschätzt. Der Grund dafür ist die schlechte geometrische Abbildung des Matrizen- bzw. des Stempelradius. Das beste Ergebnis im Verhältnis zur Rechenzeit wird mit einer Elementkantenlänge von 2.5 mm erzielt. Für die Berechnung von Realbauteilen wird eine Elementkantenlänge von 10 mm mit adaptiver Verfeinerung auf 2.5 mm empfohlen. Die folgenden Variationen der Berechnungsgrößen werden mit einer konstanten Elementkantenlänge von 2.5 mm durchgeführt.

Mechanischer Zeitschritt

Bei der expliziten Zeitintegration ist der mechanische Zeitschritt proportional zur Elementkantenlänge (Formel 2.6). Durch Massenskalierung kann der Zeitschritt erhöht und dadurch die Rechenzeit wesentlich reduziert werden.

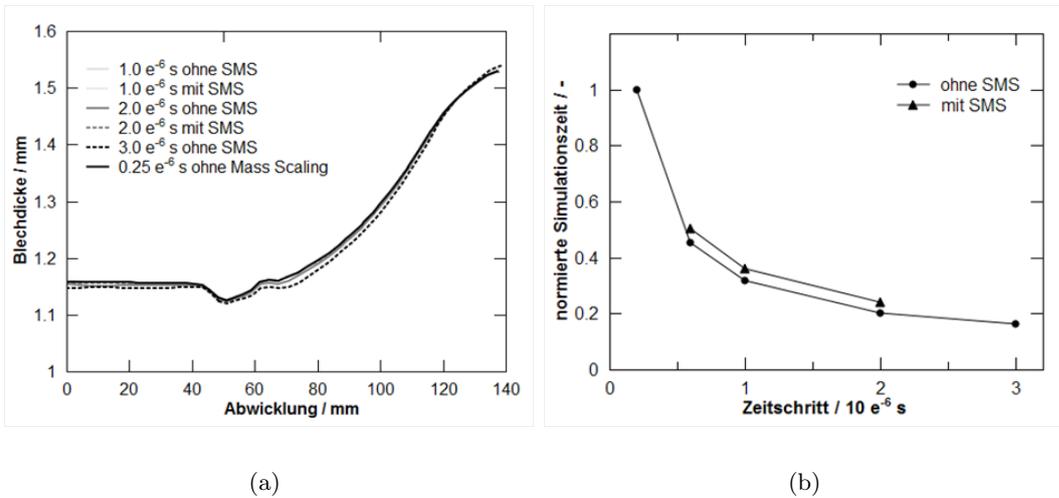


Abbildung 3.11: (a) Blechdicke und (b) Simulationszeit für unterschiedliche mechanische Zeitschritte mit und ohne SMS

Die Blechdickenverteilung für unterschiedliche mechanische Zeitschritte ist in Abbildung 3.11 dargestellt. Die Referenz ist dabei die Simulation ohne Mass Scaling mit einem Zeitschritt von $0,25 \cdot 10^{-6}$ s. Wird der mechanische Zeitschritt zu groß gewählt, kommt es aufgrund künstlicher Trägheitskräfte zu einer Überschätzung der Ausdünnung. Bei einem Zeitschritt von $2,0 \cdot 10^{-6}$ s sind bereits Abweichungen erkennbar. Wie in Abbildung 3.11b zu sehen ist, steigt bei Verwendung der SMS-Option (siehe Abschnitt 2.4.2) der Rechenaufwand zwar geringfügig an, das Ergebnis stimmt dabei jedoch auch bei einem Zeitschritt von $2,0 \cdot 10^{-6}$ s noch mit der Referenzsimulation überein. Demnach kann mit der SMS-Option ein größerer Zeitschritt verwendet und die Rechenzeit dadurch reduziert werden.

Der relativ große Zeitschritt von $2,0 \cdot 10^{-6}$ s kann jedoch zu Kontaktproblemen führen. Aus diesem Grund wird ein kleinerer mech. Zeitschritt von $1,0 \cdot 10^{-6}$ s empfohlen. Die Verwendung der SMS-Option kann künstliche Trägheitseffekte verhindern und wird daher ebenfalls empfohlen.

Thermischer Zeitschritt

Abbildung 3.12a zeigt die Blechdickenverteilung abhängig von der Anzahl an thermischen Berechnungsschritten (Iterationen). Bei 2 und 10 Berechnungsschritten pro Simulation weicht das Ergebnis von der Referenzsimulation mit 1000 Berechnungsschritten pro Simulation bereits deutlich ab.

In Abbildung 3.12b ist die Simulationszeit abhängig von der Anzahl an Iterationen dargestellt. Ab 100 Iterationen pro Simulation wird die Gesamtberechnungszeit von der Anzahl an thermischen Berechnungsschritten nicht mehr wesentlich beeinflusst. Dieser Wert wird auch für die Simulation von praxisrelevanten Bauteilen empfohlen. Der zusätzliche Berechnungsaufwand ist dabei gering und die Temperaturverteilung in der Platine sollte ausreichend

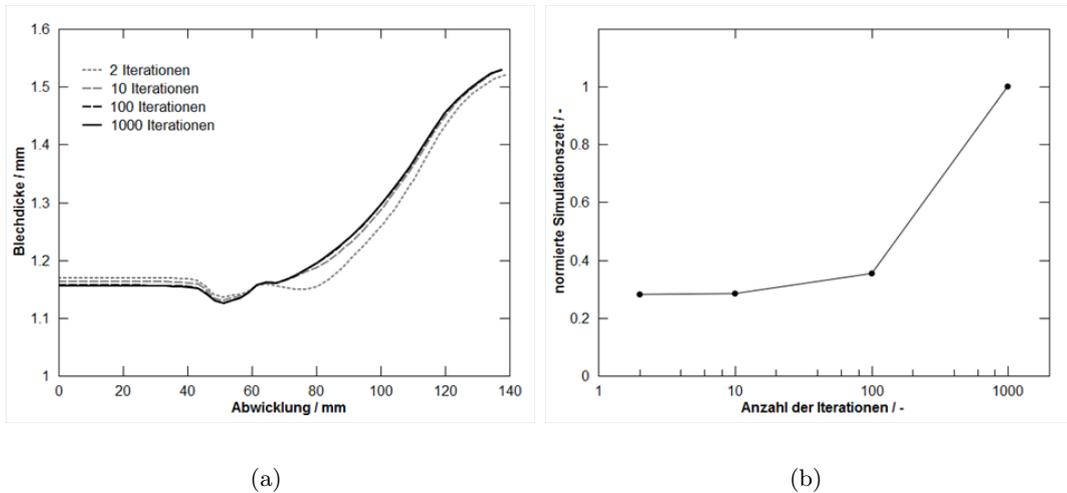


Abbildung 3.12: (a) Blechdicke und (b) Simulationszeit abhängig von der Anzahl an thermischen Berechnungsschritten

genau berechnet werden können.

Wie schon in Abschnitt 2.4.2 erwähnt, kann der thermische Zeitschritt bei der Simulation mit LS-Dyna durch die Vorgabe des zulässigen Temperaturgradienten zwischen zwei Knoten gesteuert werden. Die aus der Erfahrung mit der Simulation von HWU-Prozessen gewonnene Empfehlung für diesen Wert ist 10 K. Vereinfacht und unabhängig von der Ziehtiefe sollte ca. nach jedem Millimeter Stempelweg eine thermische Berechnung durchgeführt werden (Formel 2.9).

Geschwindigkeit der Werkzeuge in der Simulation

Die Geschwindigkeit der Werkzeuge wird in der Simulation künstlich erhöht und so die Berechnungszeit wesentlich verkürzt. Die mögliche Geschwindigkeitserhöhung wird, so wie bei der Massenskalierung, durch künstliche Trägheitseffekte, die das Berechnungsergebnis verfälschen, begrenzt. Abbildung 3.13a zeigt den Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit in der Simulation auf die berechnete Blechdickenverteilung. Der Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit auf die Simulationszeit ist annähernd linear (Abbildung 3.13b).

Das Ergebnis für die Blechdickenverteilung ist für 5000, 10000 und 20000 mm/s annähernd ident, bei 40000 ergeben sich erste Abweichungen. Zu hohe Werkzeuggeschwindigkeiten können zu Kontaktproblemen führen. Bei größeren Bauteilen und in Verbindung mit einem größeren Zeitschritt können die genannten Trägheitseffekte zudem ausgeprägter sein. Aus diesen Gründen wird für die Simulation eine maximale Werkzeuggeschwindigkeit von 10000 mm/s, das entspricht in diesem Fall dem 1000-fachen der realen Stempelgeschwindigkeit, empfohlen.

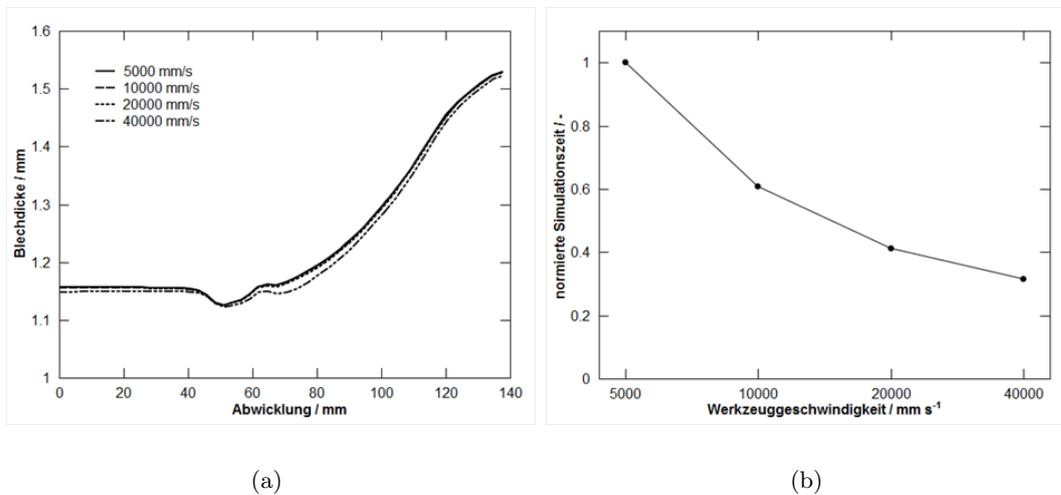


Abbildung 3.13: (a) Blechdicke und (b) Simulationszeit abhängig von der Werkzeuggeschwindigkeit in der Simulation

Kontaktspalt

Beim Tiefziehen bei erhöhter Temperatur erfolgt der Wärmeaustausch zwischen den Werkzeugen und der Platine fast ausschließlich über den direkten Kontakt. Die Modellierung des Wärmeaustauschs hat demnach einen wesentlichen Einfluss auf die Temperaturverteilung in der Platine und damit auf deren Festigkeit und Verformungseigenschaften.

Die Modellierung mit der finiten Elementen Methode bringt Abweichungen von der tatsächlichen abzubildenden Geometrie mit sich. Der Kontakt zwischen der Platine und den Werkzeugen kann in der Simulation daher nicht exakt abgebildet werden. Bei der Simulation mit LS-Dyna wird der Wärmeübergang vereinfacht mit der Definition eines Kontaktspalts modelliert. Dieser gibt an, bei welchem Abstand zwischen zwei vernetzten Geometrien Wärmeaustausch erfolgt. Im Gegensatz zu den zuvor behandelten Berechnungsgrößen hat die Größe des Kontaktspalts keinen Einfluss auf die Simulationszeit. Bei einer falschen Definition des Kontaktspalts können die Simulationsergebnisse jedoch verfälscht werden. Der Kontaktspalt muss so gewählt werden, dass der Wärmeaustausch in der Simulation dort erfolgt, wo er auch in der Realität stattfindet.

Abbildung 3.14 zeigt die Blechdicke und die Temperaturverteilung nach dem Tiefziehen für unterschiedliche Kontaktspalte. Beim Tiefziehen bei erhöhter Temperatur erfolgt der Wärmeaustausch im Flanschbereich, im Ziehradius und in der Kontaktzone mit dem Stempel. Man geht davon aus, dass im Ziehspalt kein Wärmeaustausch zwischen den Werkzeugen und der Platine erfolgt¹. Daher wurde im Referenzmodell bewusst kein Wärmeübergang im Ziehspalt zugelassen.

Wird der Kontaktspalt mit 0.01 mm zu klein gewählt, erfolgt kein vollständiger thermischer

¹persönliche Mitteilung D. Lorenz, Fa. Dynamore GmbH und J. Hecht, Fa. Audi AG

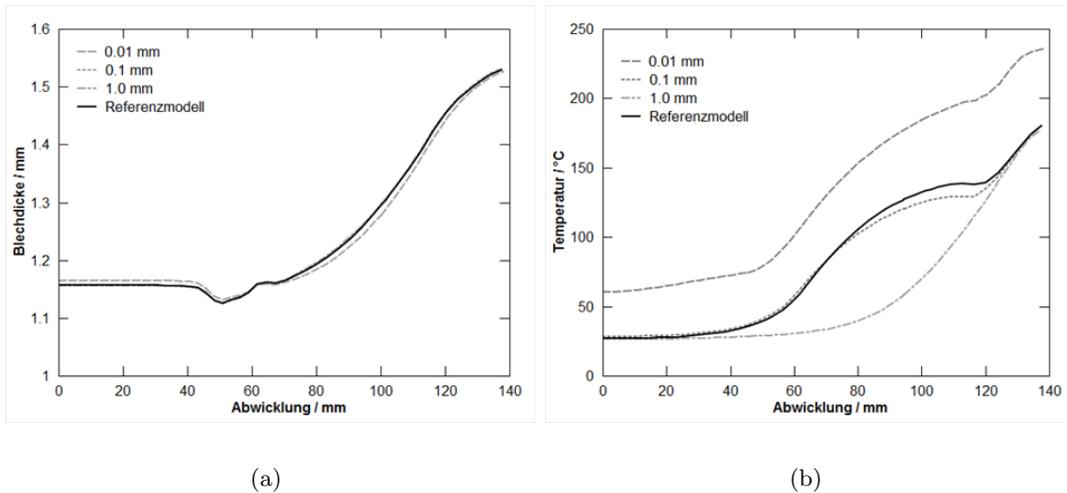


Abbildung 3.14: (a) Blechdicke und (b) Temperatur abhängig von der Größe des Kontaktspaltes

Kontakt zwischen der Platine und dem kalten Stempel bzw. zwischen der Platine und dem gekühlten Ziehring. Die Temperatur in der Platine ist daher zu hoch und die Festigkeit geringer. Im Vergleich zum Referenzmodell nimmt die Blechdicke in der Zarge dadurch ab. Wird der Kontaktspalt mit 1 mm zu groß gewählt, kommt es im Ziehspalt zum Kontakt mit den kalten Werkzeugen und einem Temperaturabfall in der Platine. Die Auswirkungen auf die Blechdickenverteilung sind dabei gering. Die Empfehlung für den Kontaktspalt ist in diesem Fall 0.1 mm.

Es sei angemerkt, dass die Größe des Kontaktspaltes vom Ziehspalt und der Elementkantenlänge abhängig ist und durch virtuelle Versuche mittels Trial and Error empirisch ermittelt werden sollte.

Werkzeugtemperatur

In Abschnitt 2.4.2 wurde bereits erwähnt, dass sich die Werkzeugtemperatur während des Tiefziehens nur geringfügig ändert. Das wird an dieser Stelle anhand der Simulation des einfachen Napfes nachgewiesen. Die Berechnung der veränderlichen Werkzeugtemperatur wurde vereinfacht mit Schalenelementen und der TTS-Option (siehe Abschnitt 2.4.2). Die Schalendicke der Werkzeuge betrug dabei 10 mm.

Abbildung 3.15 zeigt die Blechdicken- und die Temperaturverteilung für die Annahmen einer konstanten und einer veränderlichen Werkzeugtemperatur. Durch den Kontakt mit der warmen Platine erwärmt sich der Ziehring. Die Kühlwirkung des Ziehriings nimmt dadurch ab. Aus diesem Grund ist die Temperatur in der Platine bei veränderlichen Werkzeugtemperaturen geringfügig höher als bei der Annahme konstanter Werkzeugtemperaturen. Die Blechdickenverteilung wird vom geringfügig höheren Temperaturniveau in der Platine nicht beeinflusst. In der Praxis kann die Erwärmung des Ziehriings durch eine aktive Kühlung z.B.

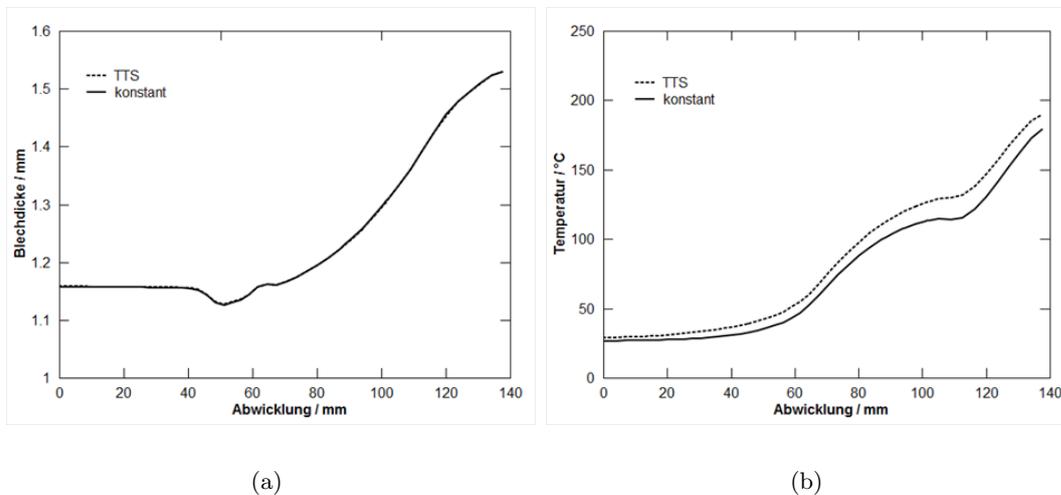


Abbildung 3.15: (a) Blechdicken- und (b) Temperaturverteilung für veränderliche (TTS) und konstante Werkzeugtemperaturen

mit einer Wasser-Labyrinthkühlung verhindert werden.

Die TTS-Option kann auf ein bestehendes Schalennetz angewendet werden und nimmt nur sehr wenig Berechnungszeit in Anspruch. Daher wird trotz des geringen Einfluss auf die Blechdicken- und die Temperaturverteilung die Annahme von veränderlichen Werkzeugtemperaturen mit der TTS-Option empfohlen.

Wärmeeintrag durch plastische Verformungsenergie

Bei der plastischen Deformation eines Werkstoffes wird die eingebrachte mechanische Verformungsarbeit größtenteils in Wärme umgewandelt. Die damit einhergehende Temperaturerhöhung beeinflusst wiederum dessen Fließeigenschaften. Beim hier untersuchten Napfziehversuch wird der Werkstoff vor allem im Flanschbereich stark - bis zu Umformgraden von $\varphi = 0.6$ - deformiert. Dabei sind die Dehnraten mit maximal 0.1 s^{-1} moderat. Durch die gute Wärmeleitfähigkeit von Aluminium und den Kontakt mit dem Werkzeug wird die entstehende Wärme sehr schnell abgeführt. Der Temperaturanstieg und dessen Einfluss auf die Festigkeit des Werkstoffes sind daher gering.

In Abbildung 3.16 wird dieser Effekt anhand der Simulationsergebnisse des Napfziehversuchs dargestellt. F_{work} bezeichnet den Anteil an plastischer Deformationsarbeit der in Wärme umgewandelt wird. Bei $F_{\text{work}}=0.9$ wird die Umwandlung berücksichtigt [83, 100], bei $F_{\text{work}}=0.0$ wird sie vernachlässigt. Die geringfügige Temperaturerhöhung in der Platine bei $F_{\text{work}}=0.9$ führt aufgrund der geringeren Festigkeit bei erhöhten Temperaturen zu einer etwas verringerten Blechdicke im Zargenbereich. Die Unterschiede sind jedoch vergleichsweise gering, so dass dieser Effekt auch vernachlässigt werden kann (siehe auch Abschnitt 2.4.2).

Zusammenfassend sind in Tabelle 3.5 die untersuchten Berechnungsgrößen und die entsprechenden Empfehlungen gegeben.

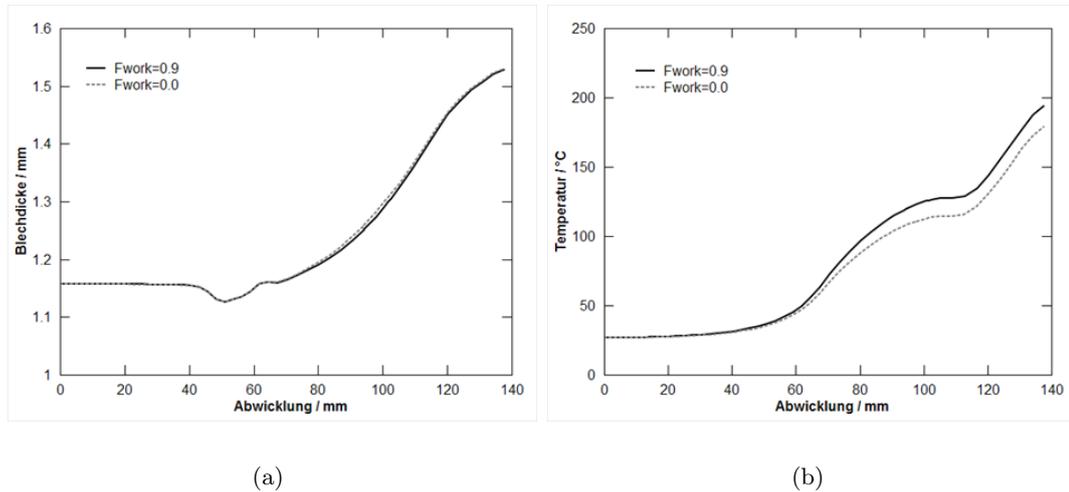


Abbildung 3.16: (a) Blechdicken- und (b) Temperaturverteilung bei Berücksichtigung (Fwork=0.9) und Nichtberücksichtigung (Fwork=0.0) der in Wärme umgewandelten plastischen Deformationsarbeit

Tabelle 3.5: Empfehlungen für die analysierten Berechnungsgrößen

Elementkantenlänge	10 mm mit adaptiver Verfeinerung auf 2.5 mm
Zeitschritt	$1.0 \cdot 10^{-6}$ s mit SMS-Option
Anzahl der thermischen Iterationen	100
Werkzeuggeschwindigkeit in der Simulation	10000 mm/s
Kontaktspalt	0.1 mm
Werkzeugtemperaturrandbedingung	veränderlich mit TTS-Option

3.3.2 Prozessparameter

Bei der Variation der Berechnungsgrößen war das Ziel ein effizientes Simulationsmodell zu erstellen. In diesem Abschnitt wird der Einfluss ausgewählter Prozessgrößen auf das Tiefziehergebnis untersucht. Die Analyse mit einem effizienten Simulationsmodell erlaubt es den Einfluss von Prozessgrößen zu analysieren, die sich im realen Prozess nur schwierig oder gar nicht verändern lassen. Zudem können Ergebnisgrößen, die sich einer Betrachtung am Realobjekt entziehen, einfach und schnell ausgewertet werden. Das Ziel dieses Abschnitts ist Prozessgrößen, die einen starken Einfluss auf das Tiefziehergebnis haben, zu detektieren. Für eine genaue Vorhersage müssen diese Größen bei der Auslegung eines realen Prozesses entsprechend genau ermittelt und berücksichtigt werden.

Temperatur

Wie schon in Abbildung 3.5 gezeigt wurde, hat die Flanschttemperatur einen wesentlichen Einfluss auf die Blechdickenverteilung. Abbildung 3.17 zeigt, dass auch bei der Prozessführung mit gekühltem Ziehring die Ausdünnung mit zunehmender Flanschttemperatur abnimmt. Die verwendeten Fließkurven wurden nur bis 250 °C aufgenommen. Daher kann an dieser Stelle auch keine Untersuchung bei höheren Temperaturen erfolgen. Es ist jedoch davon auszugehen, dass sich das Tiefziehergebnis bei höheren Temperaturen bis 350 °C noch weiter verbessern lässt [45, 59]. Die Wahl der Prozesstemperatur wird jedoch durch Faktoren wie

- der Temperaturbeständigkeit des verwendeten Schmiermittels,
- der Veränderung des Grundwerkstoffes durch Rekristallisation sowie
- der Adhäsionsneigung des Aluminiums bei erhöhten Temperaturen und den damit verbundenen Aufschweißungen am Werkzeug

begrenzt (siehe auch Abschnitt 2.3.2). In dieser Arbeit werden im folgenden Kapitel 4 bei der Auslegung eines praxisnahen Tiefziehprozesses mit Temperaturunterstützung die beiden ersten Faktoren genauer betrachtet.

Stempelgeschwindigkeit

Mit der Stempelgeschwindigkeit steigt die Umformgeschwindigkeit in der zu verformenden Platine. Bei erhöhten Temperaturen nimmt die Festigkeit des Aluminiumbleches mit der Dehnrates zu. Gleichzeitig kann die bei der plastischen Deformation entstehende Wärme bei größeren Umformgeschwindigkeit nicht schnell genug abgeführt werden. Dadurch kommt es zu einer Entfestigung des Werkstoffes. Diese beiden gegenteiligen Effekte beeinflussen die Temperatur- und damit die Blechdickenverteilung während des Tiefziehens (siehe Abschnitte 2.4.1, 3.2 und 3.3.1).

Bei der Prozessführung mit Ziehringkühlung und im Bereich der Dehnrates die im hier untersuchten Napfziehversuch vorherrschen ($\leq 0.1\text{s}^{-1}$) haben die Dehnratesverfestigung und die Temperaturerhöhung durch plastische Deformationsarbeit einen vergleichsweise geringen

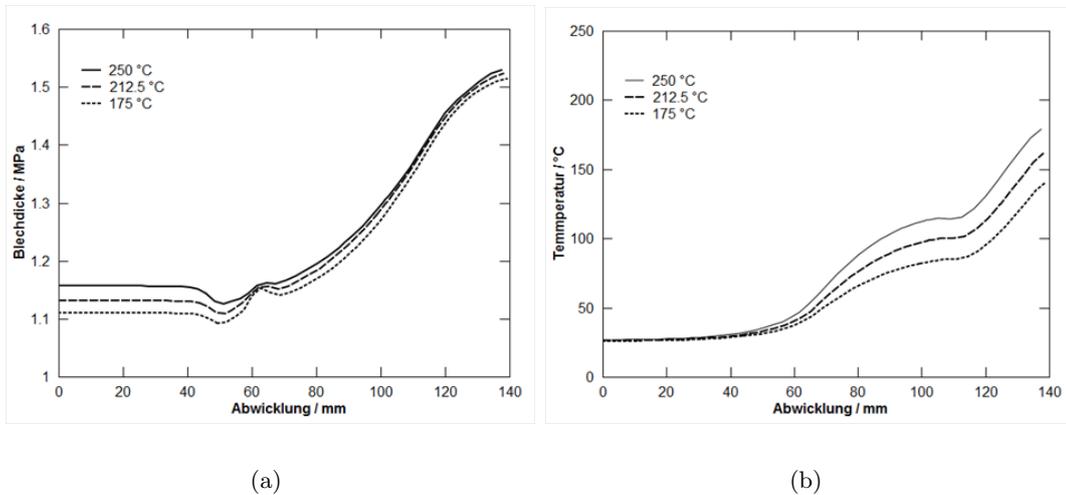


Abbildung 3.17: (a) Blechdicken- und (b) Temperaturverteilung für unterschiedliche Flanschttemperaturen

Einfluss. Dominierend ist der Einfluss der Zeit in der die erwärmte Platine Kontakt mit dem gekühlten Ziehring hat.

Bei einer geringen Umformgeschwindigkeit hat das Blech während des Tiefziehens mehr Zeit sich durch den Kontakt mit dem Ziehring abzukühlen. Die Temperatur im Ziehradius sinkt und die Festigkeit in der Zarge steigt (Abbildung 3.18b). Dadurch kommt es einerseits zu einer Erhöhung der Umformkräfte und zu einer ausgeprägteren Ausdünnung im Bodenbereich. Gleichzeitig nimmt durch die erhöhte Festigkeit in der Zarge die Blechdicke im Bereich zwischen 70 und 100 mm Abwicklung mit geringer werdender Ziehgeschwindigkeit zu (Abbildung 3.18a).

Im Vergleich zum Modell ohne Ziehringkühlung ist die Veränderung der Blechdickenverteilung gering (vgl. Abbildung 3.7). Demnach ist der Prozess mit Ziehringkühlung weniger sensitiv auf Veränderungen der Prozessgeschwindigkeit. Dadurch können höhere Umformgeschwindigkeiten und damit geringere Taktzeiten realisiert werden.

Reibung

Die Reibung zwischen der Platine und den Werkzeugen hat einen großen Einfluss auf die Ziehkräfte und damit auf die Blechdickenverteilung des zu fertigenden Bauteils (siehe Abschnitt 2.3.2).

Abbildung 3.19 zeigt die Blechdickenverteilung für unterschiedliche Reibwerte und Kontaktzonen. Mit steigendem Reibungskoeffizienten im Flanscbereich μ_F kommt es zu einem sehr ausgeprägten Anstieg der Ausdünnung über den gesamten Querschnitt (Abbildung 3.19a). Der Reibungskoeffizient für den Stempelkontakt wurde dabei mit $\mu_S = 0.06$ konstant gehalten. Mit zunehmendem Reibungskoeffizienten im Stempelkontakt kann die Ausdünnung im Bodenbereich vermindert werden (Abbildung 3.19b). Der Reibungskoeffizient im Flansch

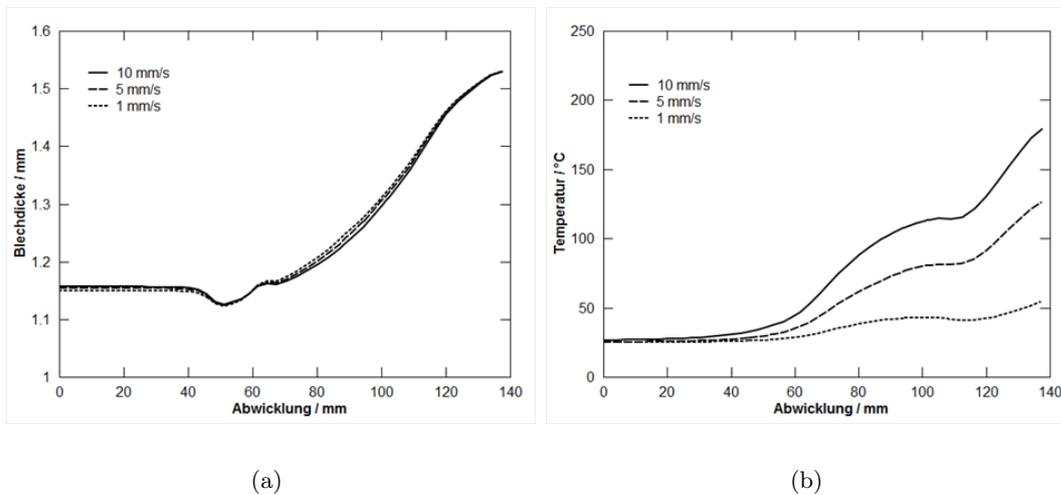


Abbildung 3.18: (a) Blechdicken- und (b) Temperaturverteilung nach dem Tiefziehen für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeiten

wurde dabei mit $\mu_F = 0.12$ angenommen.

Grundsätzlich ist man bestrebt, die Flanschreibung beim Tiefziehen zu verringern und so die Ausdünnung und die Gefahr für das Versagen durch Reißen zu vermindern. Beim Tiefziehen mit Temperaturunterstützung ist man dabei auf ein für die Anwendung bei erhöhten Temperaturen geeignetes temperaturbeständiges Schmiermittel angewiesen.

Aufgrund des großen Einflusses auf das Berechnungsergebnis sollte der Reibungskoeffizient und dessen Abhängigkeit von der Temperatur für die Auslegung eines HWU-Prozesses entsprechend genau ermittelt werden.

Wärmeübergang

Wie schon erwähnt stellt der Wärmeübergangskoeffizient zwischen den Werkzeugen und der Platine (Formel 2.3) im Vergleich zur Kaltumformung bei der HWU eine zusätzliche Prozessgröße dar. Der Wärmeübergangskoeffizient ist nicht nur von der in Kontakt befindlichen Werkstoffpaarung sondern außerdem von der Oberflächenqualität und dem verwendeten Schmiermittel abhängig. Zudem stellen sich während des Tiefziehens lokal unterschiedliche Kontaktdrücke ein, die den Wärmeübergang ebenfalls beeinflussen (siehe Abschnitt 2.3.2).

In der Literatur sind für das Umformen von Aluminiumblech bei erhöhten Temperaturen für den Wärmeübergangskoeffizienten Werte von 0.5 bis 5 kW/m²K zu finden [43]. In diesem Bereich wird der Wärmeübergangskoeffizient in dieser Analyse variiert.

Abbildung 3.20 zeigt die Blechdicken- und die Temperaturverteilung am Ende des Tiefziehens für unterschiedliche Wärmeübergangskoeffizienten. Mit steigendem Wärmeübergangskoeffizienten nimmt der Wärmeaustausch der warmen Platine mit dem kalten Ziehring zu. Dadurch nimmt die Temperatur der Platine in der Zarge ab (Abbildung 3.20b). Die Festigkeit steigt und die Ausdünnung wird in diesem Bereich geringfügig verringert (Abbildung 3.20a).

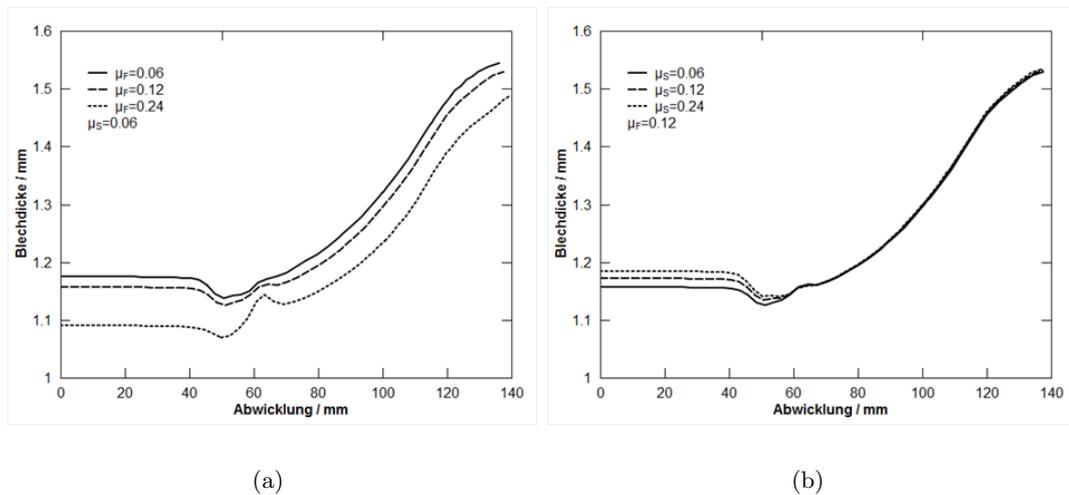


Abbildung 3.19: Blechdickenverteilung für unterschiedliche Reibungskoeffizienten für (a) den Matrizen und Blechhalterkontakt und (b) den Stempelkontakt

Gleichzeitig steigen durch die geringere Temperatur auch die Festigkeit und die Umformkräfte im Matrizenradius und damit die Ausdünnung im Stempelradius und im Bodenbereich.

In Abbildung 3.9 wurde gezeigt, dass die Ausdünnung und damit die Gefahr des Werkstoffversagens mit steigendem Ziehverhältnis vor allem in der Zarge zunehmen. Aus diesem Grund ist die geringer werdende Ausdünnung in diesem Bereich mit zunehmendem Wärmeübergangskoeffizient als positiv zu sehen. Hinsichtlich einer Serienfertigung wird die benötigte Aufheizzeit und damit die Taktzeit mit größer werdendem Wärmeübergangskoeffizienten geringer.

Grundsätzlich kann der Wärmeübergangskoeffizient in der Praxis jedoch nicht wesentlich verändert werden. Die einzige Stellgröße ist der Kontaktdruck der im Flansch durch die Niederhalterkraft und in den anderen Kontaktzonen durch die Umformkräfte vorgegeben wird. Im Ziehradius herrschen grundsätzlich große Kontaktdrücke vor, die eine Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten mit sich bringen und so das Tiefziehergebnis positiv beeinflussen.

Der Wärmeübergangskoeffizient hat demnach einen großen Einfluss auf die Temperatur in der Platine und damit auch auf die Blechdickenverteilung. Bei der Auslegung eines Praxisprozesses sollte der Wärmeübergangskoeffizient für die verwendete Werkstoffpaarung-Schmiermittelkombination experimentell ermittelt und in der Simulation entsprechend berücksichtigt werden.

Blechhalterkraft

In Abschnitt 2.3.2 wurde bereits erwähnt, dass die Faltenbildung im Flanschbereich mit zunehmender Temperatur vermindert wird. Aus diesem Grund kann im Vergleich zur Kaltumformung die Blechhalterkraft reduziert werden. Dadurch werden die Ziehkräfte und damit die

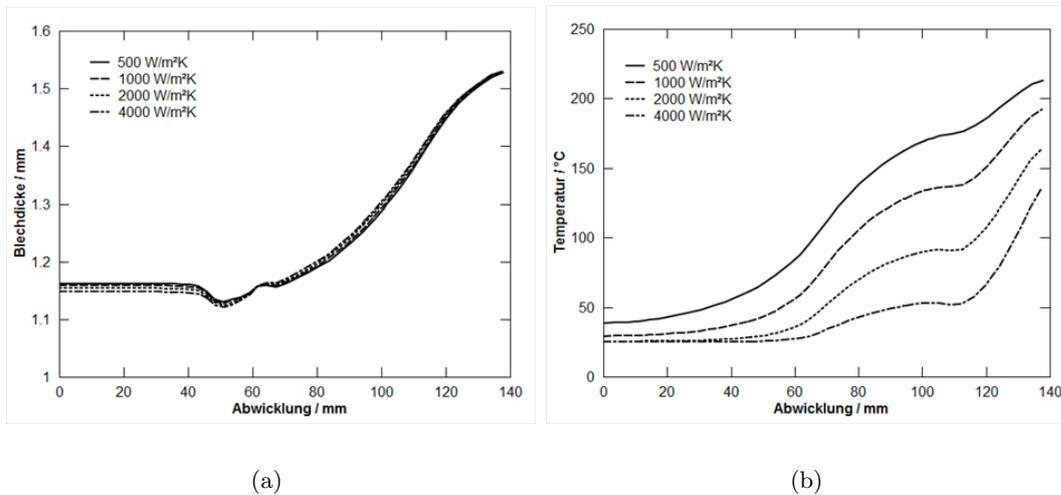


Abbildung 3.20: (a) Blechdicken- und (b) Temperaturverteilung für unterschiedliche Wärmeübergangskoeffizienten

Ausdünnung im Boden und im Zargenbereich reduziert. Die Gefahr von Reißen wird geringer und das Grenzziehverhältnis kann erhöht werden. In diesem Abschnitt wird versucht, anhand der LS-Dyna Simulation des Napfziehversuchs diesen Vorteil des Tiefziehens bei erhöhter Temperatur nachzuweisen. In der Literatur wurde dargestellt, dass die Faltenbildung mit FEM-Modellen prognostiziert werden kann [25]. Die Ergebnisse einer solchen Analyse sollten jedoch vorsichtig angewendet werden, da die Simulation der Faltenbildung sehr sensitiv auf Details der Berechnung, wie dem FE-Netz oder dem verwendete FE-Programm, reagiert [44].

Folgende Effekte sind für die verminderte Faltenbildung bei erhöhten Temperaturen verantwortlich:

- die mit der Temperatur abnehmende Fließspannung,
- der mit der Temperatur steigende R -Wert sowie
- der mit der Temperatur geringer werdende Elastizitätsmodul.

Von diesen Effekten wird im Simulationsmodell nur der erstgenannte abgebildet.

Die Faltenbildung wurde durch die maximale Blechhalterverschiebung abhängig vom anfänglichen Blechhalterdruck ermittelt. Ein Sprung in der Blechhalter-Verschiebungskurve zeigt an, dass es zu Faltenbildung kommt und der minimale Blechhalterdruck erreicht wurde. Bei Raumtemperatur ist der minimale Blechhalterdruck, bei der Faltenbildung gerade noch verhindert werden kann 0,37 MPa. Bei 250 °C Flanschttemperatur ist dieser mit 0,27 geringer (siehe Abbildung 3.21a). Damit wurde nachgewiesen, dass die Blechhalterkraft bei erhöhten Temperaturen reduziert werden kann.

Mit geringer werdendem Blechhalterdruck werden auch die Ziehkräfte und damit die Beanspruchung des Platinenwerkstoffes geringer. Durch die Reduzierung des Blechhalterdrucks

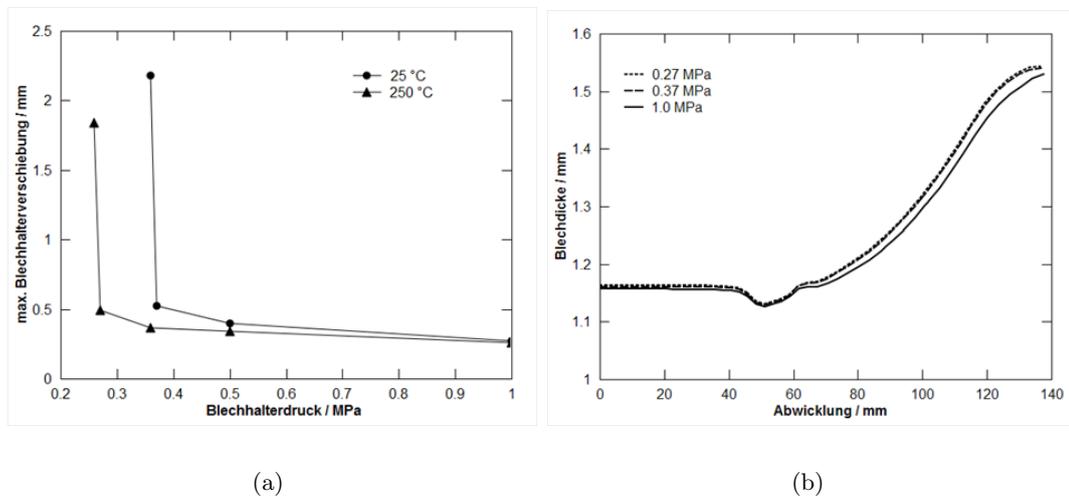


Abbildung 3.21: (a) Blechhalterverschiebung abhängig vom Blechhalterdruck und (b) Blechdickenverteilung für die ermittelten minimalen Blechhalterdrücke bei 250 °C

von ursprünglich 1 MPa (siehe Tabelle 3.4) auf die ermittelten minimalen Blechhalterdrücke kann die Ausdünnung über den gesamten Querschnitt reduziert werden (siehe Abbildung 3.21b). Dabei ist jedoch kein Unterschied zwischen dem für RT ermittelten minimalen Blechhalterdruck und dem für 250 °C ermittelten Blechhalterdruck erkennbar. Die vorteilhaften Auswirkungen des geringeren Blechhalterdrucks bei erhöhten Temperaturen auf die Blechdickenverteilung sind daher gering. In der Praxis können demnach Blechhalterdrücke verwendet werden die auch bei der Kaltumformung ein gerade noch faltenfreies Ziehen ermöglichen.

3.4 Erweiterung für komplexe Bauteilgeometrien

Die Vorteile des Tiefziehens bei erhöhten Temperaturen wurden im vorigen Abschnitt anhand der Simulation eines einfachen axialsymmetrischen Napfes nachgewiesen. Die Blechdickenverteilung kann positiv beeinflusst und so die Ziehtiefe erhöht werden. In diesem Abschnitt werden die gewonnenen Erkenntnisse auf eine komplexere Bauteilgeometrie übertragen. Dabei soll untersucht werden, ob die optimierte Prozessstrategie mit Beheizung des Flansches und Ziehringkühlung auch bei komplizierteren Geometrien zu einer Verbesserung der Tiefziehbarkeit führt.

Zu diesem Zweck wird die so genannte Cross-Die Geometrie untersucht. Diese wird dazu verwendet die Tiefziehbarkeit von neuen Blechwerkstoffen zu beurteilen oder Simulationsmodelle für praxisnahe Bauteile zu validieren [11]. Die Geometrie ist in Abbildung 3.22 dargestellt. Aus Symmetriegründen wurde nur ein Viertel der Geometrie simuliert. Um das Modell noch weiter zu vereinfachen, könnte auch ein Achtel der Geometrie simuliert werden. Da die Rechenzeit beim Viertelmodell mit ca. 2 min bereits sehr gering war, wurde auf den zusätzlichen Modellierungsaufwand beim Achtelmodell verzichtet.

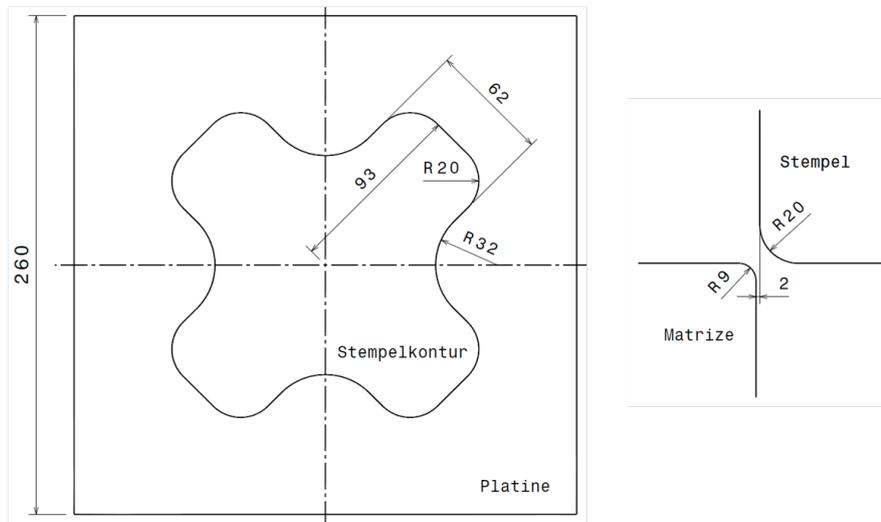


Abbildung 3.22: Cross-Die Geometrie (Maße in mm)

Der Werkstoff ist AA 5754-O und entspricht Abschnitt 3.1.1. Die Materialparameter wurden den Tabellen 3.2 und 3.3 entnommen. Die Prozessparameter und die Berechnungsgrößen entsprechen der Simulation des Napfziehversuchs (Abschnitt 3.1.2). Die Ziehtiefe ist 40 mm. Die Ziehgeschwindigkeit wurde so wie bei der optimierten Prozessstrategie mit 10 mm/s gewählt (Abschnitt 3.2).

Die Beurteilung der Tiefziehergebnisse erfolgt anhand der maximalen Ausdünnung. Zusätzlich wird dazu eine FLC, die von van den Boogaard [104] übernommen wurde, verwendet. Diese FLC wurde bei RT aufgenommen und ist daher bei erhöhten Temperaturen nicht aussagekräftig. Sie dient bei der Simulation der hier analysierten temperaturunterstützten Umformprozesse nicht als Versagenskriterium. Mithilfe der FLC soll lediglich die Dehnungsverteilung und deren Veränderung für unterschiedliche Prozessstrategien anschaulich gemacht werden.

Abbildung 3.23a zeigt das Grenzformänderungsschaubild und 3.23b die Ausdünnung in % der Blechdicke für die Tiefziehsimulation der Cross-Die Geometrie bei RT. Der bzgl. FLC kritische Bereich liegt in den sog. negativen Radien. Dort herrscht der Dehnungszustand "ebene Dehnung" (englisch: plain strain $\varepsilon_2 = 0$) vor. Die maximale Ausdünnung ist mit 25.6 % größer als der kritische Wert von 20 % (siehe Abschnitt 2.4.3). In der folgenden Analyse wird untersucht, ob die maximale Ausdünnung durch das Tiefziehen bei erhöhter Temperatur verringert werden kann. Dazu werden vier unterschiedliche Prozessvarianten untersucht (siehe Abbildung 3.24):

- Variante 1: isotherm bei 250 °C,
- Variante 2: Flanschbereich 250 °C, gekühlter Stempel,
- Variante 3: Flanschbereich 250 °C, gekühlter Stempel, Ziehringkühlung und
- Variante 4: Flanschbereich 250 °C, gekühlter Stempel, Ziehringkühlung, Kühlung des Flanschbereichs in den negativen Radien.

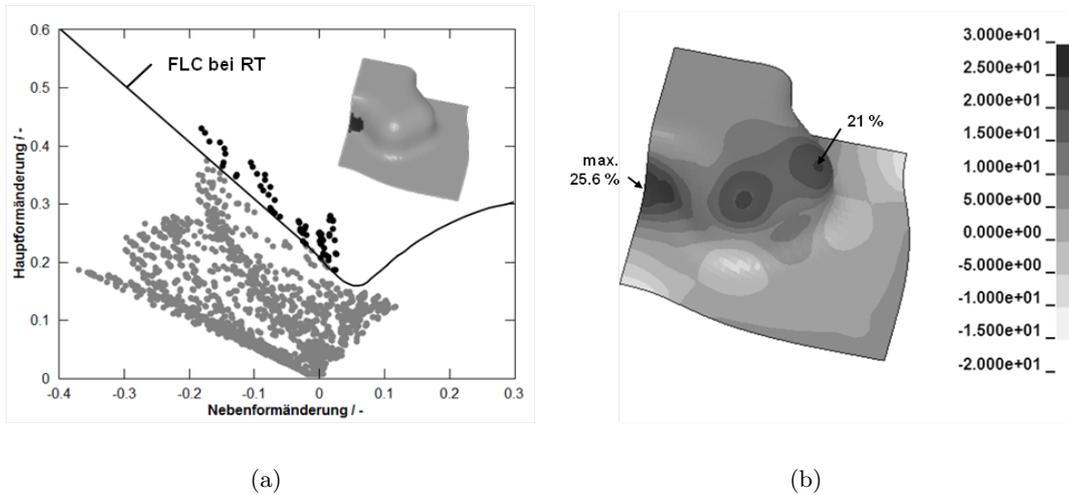


Abbildung 3.23: (a) Grenzformänderungsschaubild und (b) Ausdünnung in % der Blechdicke für die Cross-Die Geometrie bei RT

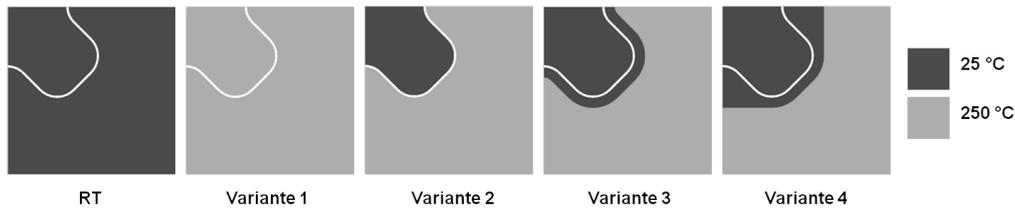


Abbildung 3.24: Untersuchte Temperaturverteilungen für die Cross-Die Geometrie

Variante 1:

Abbildung 3.25 zeigt das Tiefziehergebnis bei isothermer Prozessführung. Dabei wird die Temperatur der Werkzeuge und die der Platine konstant auf 250 °C gehalten. Die Ziehkräfte werden dadurch wesentlich geringer. Der Bereich mit der maximalen Ausdünnung verschiebt sich jedoch lediglich von den negativen Radien in die positiven Radien. Dort wird der Blechwerkstoff biaxial auf Zug beansprucht. Die maximale Ausdünnung entspricht mit 25.5 % dem Wert der Kaltumformung (Abbildung 3.25b).

Aufgrund der geringen Verfestigung des Werkstoffes bei erhöhten Temperaturen dünnt der Blechwerkstoff in den biaxial auf Zug beanspruchten Bereichen zunehmend aus. Im Vergleich zur Kaltumformung ist das an den erhöhten Dehnungen im 1. Quadranten des FLD, in dem Haupt- und Nebenformänderung positiv sind, erkennbar (Abbildung 3.25a). Da die FLC mit zunehmender Temperatur in Richtung größerer Hauptformänderungen verschoben wird (siehe Abbildung 2.9), wird das Bauteil bei isothermer Prozessführung und 250 °C versagensfrei herstellbar sein. Die Dehnungsverteilung kann jedoch nicht positiv beeinflusst und so die maximale Ausdünnung nicht reduziert werden. Diese Ergebnisse entsprechen den Erkenntnissen aus der Literatur [59].

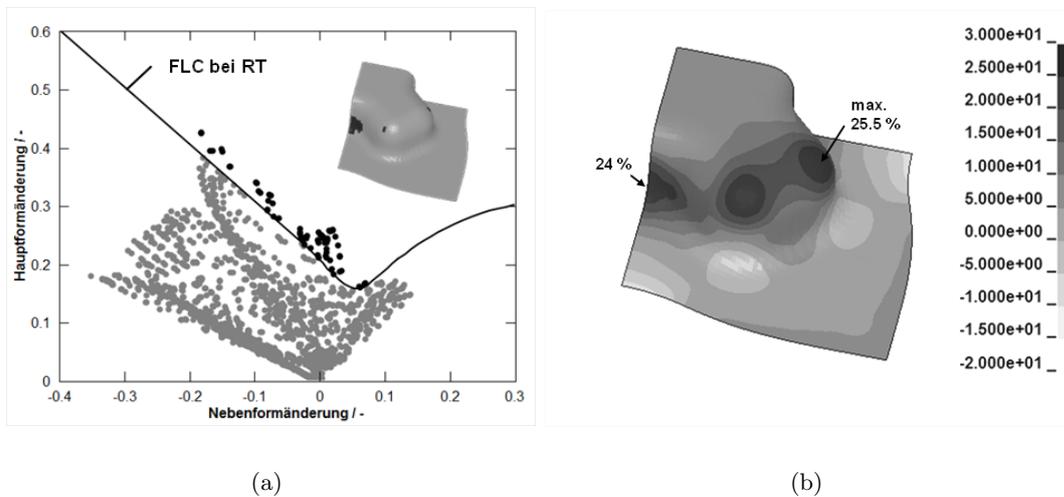


Abbildung 3.25: Isotherme Prozessführung bei 250 °C, (a) Grenzformänderungsschaubild und (b) Ausdünnung in % der Blechdicke

Variante 2:

Wird der Flansch des Bleches erwärmt und der Stempel gekühlt (vgl. Abschnitt 3.1.2) kann die Ausdünnung in den positiven Radien wesentlich, von 21 % bei der Kaltumformung auf 13 % reduziert werden (Abbildung 3.26b). Die verringerte Ausdünnung im positiven Radius geht zu Lasten der Ausdünnung im negativen Radius. Diese ist im Vergleich zur Kaltumformung mit 27.6 % größer. Der negative Radius hat während der Verformung Kontakt zum beheizten Matrizenradius. Die Temperatur des Werkstoffes ist entsprechend hoch, die Verfestigung gering und die Verformungen im Bereich ebener Dehnung nehmen zu (Abbildung 3.26a). Diese Temperaturverteilung wirkt sich bei der Cross-Die Geometrie auf das Tiefziehergebnis demnach nicht vorteilhaft aus.

Variante 3:

In Abschnitt 3.2 konnte durch Kühlung des Ziehtrings die Ausdünnung in der Zarge des einfachen Napfes reduziert, die Dehnungsverteilung homogenisiert und dadurch das Tiefziehergebnis verbessert werden. Durch die geringe Ziehtiefe und des dadurch kleinen Zargenbereichs sind die Vorteile dieser Temperaturverteilung bei der Cross-Die Geometrie nicht so ausgeprägt.

Das Blech wird im Bereich, in dem der Matrizenradius ausgeformt wird, gekühlt. Dadurch steigen die Festigkeit und die Umformkräfte und damit die Ausdünnung in den positiven und negativen Radien im Vergleich zur Simulation ohne Ziehringkühlung (siehe Abbildung 3.27b). Das Blech wird vor allem in den negativen Radien vom Ziehring nicht ausreichend gekühlt. Die Verfestigung ist nicht groß genug um die starke Ausdünnung in diesen Bereichen zu verhindern. Die maximale Ausdünnung ist im Vergleich zur Simulation ohne Ziehringkühlung

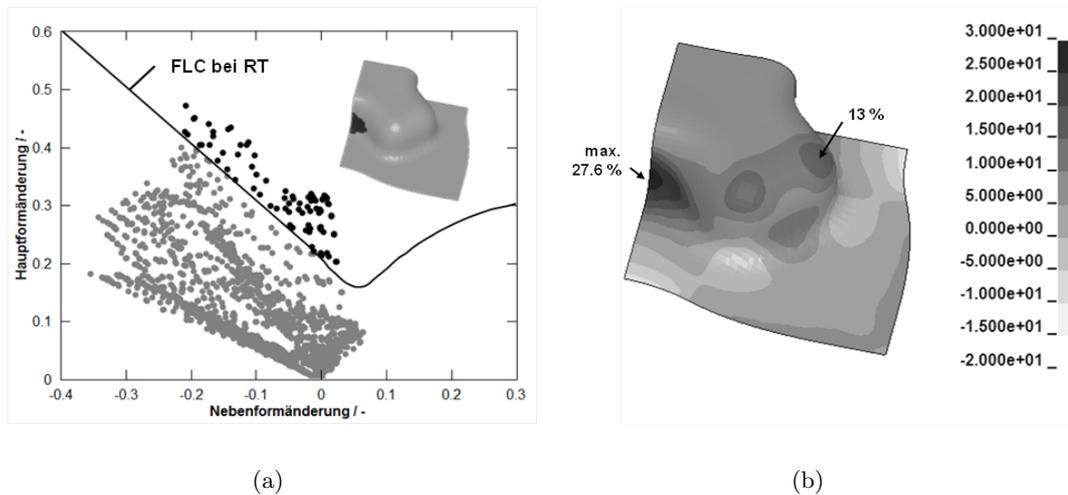


Abbildung 3.26: Flanschbereich 250 °C, gekühlter Stempel, (a) Grenzformänderungsschaubild und (b) Ausdünnung in % der Blechdicke

mit 30.6 % größer (Abbildung 3.27b). Die Hauptdehnungen im Bereich $\varepsilon_2 = 0$ nehmen ebenfalls zu (Abbildung 3.27a).

Die Temperatur in den negativen Radien sollte demnach gering sein um die Festigkeit und die Verfestigung zu erhöhen und so die starke Ausdünnung zu verhindern. Das kann durch die Kühlung des Flanschbereichs in den negativen Radien realisiert werden.

Variante 4:

Durch die Kühlung des Flanschbereichs in den negativen Radien ist die Verfestigung des Blechwerkstoffes im Vergleich zum erwärmten Zustand groß. Dadurch kann die Ausdünnung in diesem Bereich auf 22 % reduziert werden (siehe Abbildung 3.28b). Damit einher geht eine Verringerung der kritischen Anteile ebener Dehnung (siehe Abbildung 3.28a). Die Empfehlung, die Temperatur im Flanschbereich der negativen Radien geringer als in positiven Radien zu wählen, wurde schon in der Literatur gegeben [88]. Diese Empfehlung hat sich auch hier als hilfreich erwiesen um die Dehnungsverteilung und so das Tiefziehergebnis zu verbessern.

Zusammenfassung

Abbildung 3.29 zeigt die Werte für die maximale Ausdünnung in den positiven und den negativen Radien für die untersuchten Prozessvarianten. So wie bei axialsymmetrischen Geometrien und rechteckigen Näpfen, die schon in der Literatur untersucht wurden [59,88], führt auch bei komplizierteren Geometrien wie dem Cross-Die eine isotherme Erhöhung der Verarbeitungstemperatur (Variante 1) zu keiner Verbesserung des Tiefziehergebnisses. Da die FLC und damit die Verformbarkeit bei erhöhten Temperaturen ansteigen werden Dehnungs-

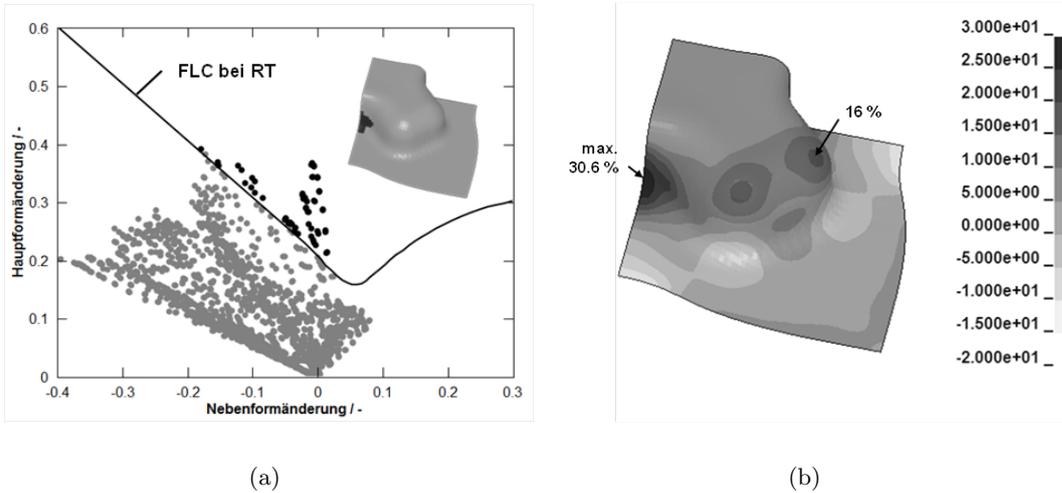


Abbildung 3.27: Flanschbereich 250 °C, gekühlter Stempel, Ziehringkühlung, (a) Grenzformänderungsschaubild und (b) Ausdünnung in % der Blechdicke

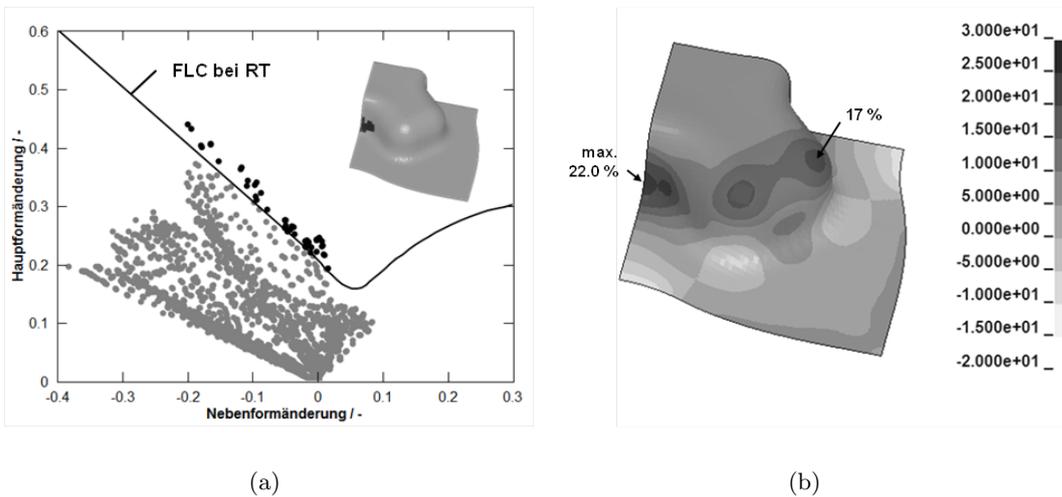


Abbildung 3.28: Flanschbereich 250 °C, gekühlter Stempel, Ziehringkühlung, Kühlung des Flanschbereichs in den negativen Radien, (a) Grenzformänderungsschaubild und (b) Ausdünnung in % der Blechdicke

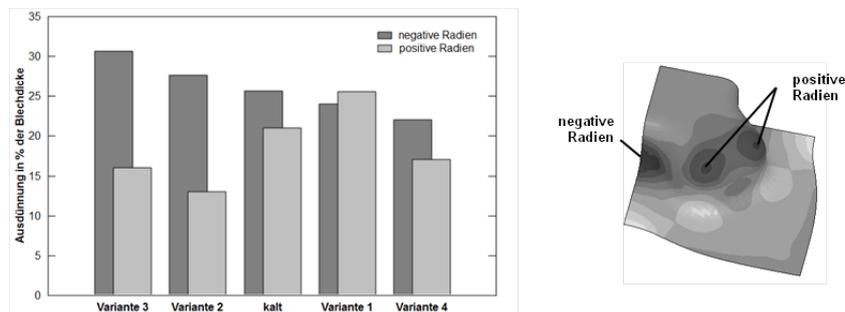


Abbildung 3.29: Vergleich der maximalen Ausdünnung in den positiven und negativen Radien für die untersuchten Prozessvarianten

zustände, die bei RT noch über der FLC liegen bei erhöhten Temperaturen unkritisch sein. Das Bauteil wird dadurch herstellbar. Ist für den Einsatz von so hergestellten Strukturbauteilen jedoch eine Mindestblechdicke gefordert, kann mit der isothermen Prozessführung bei erhöhten Temperaturen keine Verbesserung erzielt werden.

Werden die biaxial auf Zug belasteten und die Bereiche ebener Dehnung ($\varepsilon_2 = 0$) nicht ausreichend gekühlt kommt es dabei aufgrund des geringen Verfestigungsvermögens des Werkstoffes zu einer verstärkten Ausdünnung (Varianten 1-3). Durch die Kühlung dieser Bereiche kann die Dehnungsverteilung homogenisiert und so die maximale Ausdünnung im Vergleich zur Kaltumformung von 25.6 auf 22 % reduziert werden.

Im folgenden Kapitel wird versucht diese Erkenntnisse bei der Auslegung eines Realbauteils umzusetzen. Die besondere Herausforderung besteht dabei darin, die theoretisch ermittelte ideale Temperaturverteilung der Werkzeuge in der Praxis umzusetzen. Dazu muss ein Werkzeugkonzept erarbeitet werden mit dem lokal sehr große Temperaturgradienten realisiert werden können. Das gilt vor allem für die thermische Trennung des Flanschbereichs vom Ziehradius. Die dafür notwendigen Erwärmungs-, Kühl- und Isolierungskonzepte werden mithilfe der FE-Simulation ausgelegt.

Um den eigentlichen Umformprozess auslegen zu können wird der ausgewählte Blechwerkstoff und dessen Eigenschaften für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen charakterisiert (siehe Abschnitt 3.1.1). Die Prozessgrößen, die einen großen Einfluss auf das Tiefziehergebnis haben (siehe Abschnitt 3.3.2), werden ermittelt und in der Umformsimulation berücksichtigt. Das Ziel ist es ein effizientes Simulationsmodell zu erarbeiten mit dem der Umformprozess und dessen Stellgrößen Temperaturverteilung, Ziehgeschwindigkeit und Blechhalterdruck ausgelegt werden können.

4 Auslegung eines HWU-Prototypenprozesses

Der aktuelle Forschungsstand auf dem Gebiet der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen wurde in Kapitel 2 zusammengefasst. In Kapitel 3 wurde ein Simulationsmodell des Tiefziehens eines einfachen Napfes erarbeitet. Anhand dessen wurde nachgewiesen, dass die wesentlichen Effekte beim Tiefziehen mit Temperaturunterstützung in der Simulation abgebildet werden können. Mithilfe des Simulationsmodells wurden die Vorteile der Prozessführung mit Ziehringkühlung aufgezeigt. Außerdem wurden ausgewählte Prozessgrößen variiert und deren Einfluss auf das Tiefziehergebnis untersucht und beurteilt. Bei der Tiefziehsimulation der Cross-Die Geometrie wurde gezeigt, dass die Temperaturverteilung im Flanschbereich einen wesentlichen Einfluss auf die Blechdickenverteilung des tiefgezogenen Bauteils hat.

Basierend auf den Inhalten und Erkenntnissen der vorangegangenen Kapitel wird in diesem Abschnitt das Tiefziehen im halbwarmen Temperaturbereich eines Realbauteils ausgelegt. Die wesentlichen Aspekte dabei sind

- die Beschreibung des ausgewählten Blechwerkstoffes,
- die Ermittlung der Prozessgrößen und des Prozessfensters,
- die Bauteilgeometrie und deren ziehtechnische Realisierung,
- die Simulation des Tiefziehens bei erhöhten Temperaturen und
- die Erarbeitung eines entsprechenden Werkzeugkonzepts.

Dabei sollen die produktionstechnischen Vorgaben und die Wirtschaftlichkeit hinsichtlich eines Serienprozesses berücksichtigt werden.

Das Ziel dieses Abschnitts ist einen Prototypenprozess des Tiefziehens bei erhöhten Temperaturen zu entwickeln und diesen virtuell abzusichern. Mithilfe von geeigneten Simulationen soll einerseits das Tiefziehwerkzeug thermisch ausgelegt werden und andererseits die Machbarkeit der damit herzustellenden Prototypenbauteile beurteilt werden. In Abschnitt 3.4 wurde bereits erläutert, dass die Temperaturverteilung auf der Oberfläche der Werkzeuge einen entscheidenden Einfluss auf das Tiefziehergebnis hat. Eine Herausforderung besteht daher, darin die thermische Berechnung der Temperaturverteilung auf den Wirkflächen der Werkzeuge bei der thermomechanisch-gekoppelten Tiefziehsimulation zu berücksichtigen.

Am Ende des Kapitels steht ein virtueller Prozess, dessen Umsetzung in die Praxis in den darauf folgenden Abschnitten dargestellt wird.

Tabelle 4.1: Mechanische Eigenschaften von EN AW 5754-H111 bei RT (Herstellerangaben)

Blechdicke	2 mm
Oberflächenqualität	Mill Finish
Zugfestigkeit	231 MPa
Streckgrenze	125 MPa
Bruchdehnung A50	23 %

4.1 Werkstoff

Der für die Auslegung eines HWU-Prototypenprozesses ausgewählte Blechwerkstoff ist EN AW 5754-H111. Dieser entspricht im Wesentlichen der von van den Boogaard untersuchten Aluminium-Blechlegierung aus Abschnitt 3.1.1. Die Bezeichnung -H111 zeigt an, dass im Gegensatz zum vollständig rekristallisierten Zustand -O ein geringer Anteil an Kaltverfestigung vorliegt. Der Werkstoff wurde in Form von rechteckigen Platinen mit den Maßen 3000×1500 mm von der Firma Aleris Duffel geliefert. Die mechanischen Eigenschaften dieser Werkstoffcharge sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4.2 gegeben. Der Mg-Gehalt ist im Vergleich zur von van den Boogaard untersuchten Legierung (vgl. Tabelle 3.1) geringer, liegt aber noch innerhalb der für diesen Bestandteil definierten Toleranz von 2.7 bis 3.5 %. Da Mg festigkeitssteigernd wirkt, werden die Festigkeit und die Verfestigung dieser Charge vergleichsweise gering sein.

Die Gründe für die Auswahl der Legierung EN AW 5754-H111 sind deren bevorzugte Anwendung für Nfz-Tanks, die breite Anwendung für Strukturbauteile in der Automobilindustrie sowie deren vielfältige Verfügbarkeit in Form von verschiedensten Halbzeugen mit einer großen Auswahl an lieferbaren Blechdicken. In diesem Fall entspricht die Blechdicke mit 2 mm der typischen Wandstärke von Nfz-Tanks aus Aluminium. Die Oberfläche hat MF-Qualität. Im Vergleich zur EDT-Oberfläche besitzt diese schlechtere Tiefzieheigenschaften. Die glänzende MF-Oberfläche ist jedoch der Standard für das optische Erscheinungsbild von Nfz-Tanks.

Bei der Untersuchung des Werkstoffes werden einerseits Fließkurven bei Temperaturen und Dehnraten aufgenommen wie sie für die Halbwarmumformung typisch sind. Diese dienen danach der Beschreibung des Werkstoffes in der Simulation. Des Weiteren wird die Veränderung des Werkstoffes unter den gegebenen Prozessbedingungen untersucht. Dazu wird die Mikrostruktur und deren Veränderung nach für die HWU typischen Temperatur- und Verformungszyklen mittels Lichtmikroskop (LM) und Electron Backscatter Diffraction (EBSD) untersucht.

Tabelle 4.2: Zusammensetzung der Legierung EN AW 5754-H111 in Gewichtsprozent

%Mg	%Si	%Cu	%Mn	%Ti	%Fe	%Cr	%Zn	%Al
2.7	0.21	0.03	0.42	0.02	0.32	0.04	0.01	Rest

4.1.1 Zugversuche

Die Fließkurven wurden an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie aufgenommen. Die verwendete Versuchsmethodik basiert auf der optischen Vermessung der Verformungen und der konduktiven Erwärmung der Zugprobe. Die Methode wurde bereits in Abschnitt 2.2.2 erläutert. Ausführliche Beschreibungen können der Literatur entnommen werden [40, 69, 79].

Fließkurven wurden bei fünf unterschiedlichen Temperaturen von RT bis 275 °C aufgenommen. Noch höhere Temperaturen würden zu einer weiteren Abnahme der Fließspannung und einer Zunahme der Bruchdehnung führen. Die beim Tiefziehen mögliche Temperaturerhöhung wird von der Temperaturbeständigkeit des Schmiermittels begrenzt. Diese liegt bei ca. 300 °C (siehe Abschnitt 4.2.1).

Für jede Temperatur wurden Fließkurven bei drei Dehnraten von 0.01, 0.1 und 1.0 s⁻¹ aufgenommen. Diese Dehnraten sind typische Werte für die in dieser Arbeit betrachteten Umformprozesse die mit Ziehgeschwindigkeiten von 2 bis 20 mm/s durchgeführt werden. Um die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten wurde jeder Versuch dreimal durchgeführt.

Die Versuchsergebnisse sind in Abbildung 4.1 dargestellt. Zu sehen sind die drei charakteristischen Effekte die mit der Temperaturerhöhung einhergehen:

- der Abnahme der Fließspannung,
- die Zunahme der Bruchdehnung und
- die Zunahme der Dehnratenverfestigung.

Bei RT nimmt die Fließspannung mit zunehmender Dehnrates geringfügig ab. Man spricht dabei von negativer Dehnratesensitivität. Dieser Effekt hängt mit der Fließfigurenbildung (siehe Abschnitt 2.1) zusammen und ist typisch für Aluminium [85]. Der Einfluss der Temperatur ist bis 125 °C nur gering. Danach kommt es zu einem ausgeprägten Abfall der Fließspannung.

Grundsätzlich steigt die Festigkeit mit zunehmender Dehnrates. Bei hohen Dehnrates kommt es durch die Umwandlung von plastischer Verformungsenergie in Wärme jedoch auch zu einer Entfestigung des Werkstoffes. Die Überlagerung dieser Effekte führt vermutlich dazu, dass die Fließkurve bei 125 °C entweder unter (0.01 bzw. 1.0 s⁻¹) oder annähernd über (0.1 s⁻¹) der Fließkurve bei RT liegt. Mit zunehmender Dehnrates nimmt die Steigung der Fließkurve vor allem bei erhöhten Temperaturen zu. Die Bruchdehnung nimmt bei hohen Temperaturen mit zunehmender Dehnrates ab.

Tabelle 4.3: Temperaturabhängige Cowper Symonds Dehnratenparameter

Temperatur [°C]	C [s ⁻¹]	p [-]	F_{qfk} [-]
25	$1.0 \cdot 10^{30}$	8.002	1.0
125	$1.0 \cdot 10^{07}$	8.002	0.92
175	4079.811	8.002	0.85
225	21.838	7.940	0.75
275	1.561	6.467	0.71

Im nächsten Schritt wurden die Versuchsergebnisse so aufbereitet, dass sie in einem Simulationsmodell verwendet werden können. Dazu wurden die bei der Dehnrates 0.01 s^{-1} ermittelten Fließkurven aus jeweils drei Parallelversuchen gemittelt und danach mit dem Modell von Hockett und Sherby bis zu einer plastischen Vergleichsdehnung von 1.0 extrapoliert (siehe Abbildung 4.1a). Die Dehnratenabhängigkeit wurde so wie in Abschnitt 3.1.1 mit dem Modell von Cowper und Symonds (Formel (2.5)) beschrieben. Dabei wurden die gemittelten und extrapolierten Fließkurven abhängig von der Dehnrates nach

$$\sigma_y(\varepsilon_{eff}^p, \dot{\varepsilon}_{eff}^p, T) = F_{qfk}(T) \sigma_y(\varepsilon_{eff}^p, \dot{\varepsilon}_{eff}^p = 0.01, T) \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eff}^p}{C(T)} \right)^{\frac{1}{p(T)}} \right] \quad (4.1)$$

skaliert. Die quasistatische Fließkurve wird durch Skalierung der Fließkurve bei $\dot{\varepsilon}_{eff}^p = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ermittelt. Der Skalierungsfaktor F_{qfk} stellt dabei einen weiteren Modellparameter dar, mithilfe dessen das temperatur- und dehnratenabhängige Materialverhalten besser approximiert werden kann. Die Modellparameter C , p und F_{qfk} wurden invers, durch Anpassung an die experimentellen Fließkurven mit der Methode der Minimierung der kleinsten Fehlerquadrate, für jede Temperatur bestimmt und sind in Tabelle 4.3 zusammengefasst.

Die ermittelten Fließkurven sind in Abbildung 4.1 dargestellt. Das Materialmodell kann das reale Werkstoffverhalten qualitativ wiedergeben. Abweichungen vom realen Materialverhalten ergeben sich dadurch, dass die negative Dehnratesensitivität vom Cowper und Symonds Modell nicht abgebildet werden kann. Des Weiteren wird der Einfluss der Temperaturerhöhung durch die Umwandlung plastischer Verformungsarbeit in Wärme im Simulationsmodell nicht berücksichtigt.

4.1.2 Gefügeanalyse

Die Analyse der mikrostrukturellen Veränderung während der Halbwarmumformung der ausgewählten Aluminiumlegierung wurde am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik (IWS) der TU Graz sowie am Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung (FELMI-ZFE) der TU Graz durchgeführt.

In Kapitel 2.2.1 wurde bereits beschrieben, dass oberhalb der Rekristallisationstemperatur in einem verformten Gefüge die Bildung von neuen Körnern und Kornwachstum einsetzt.

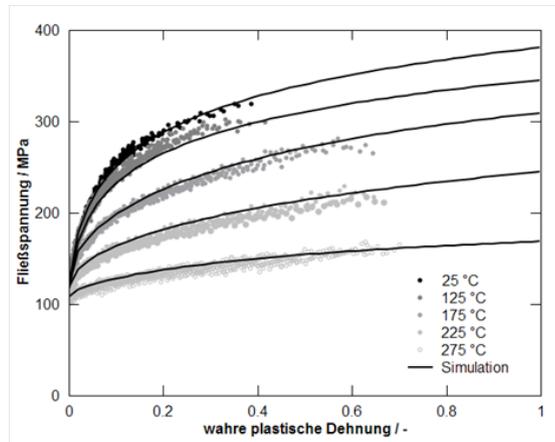
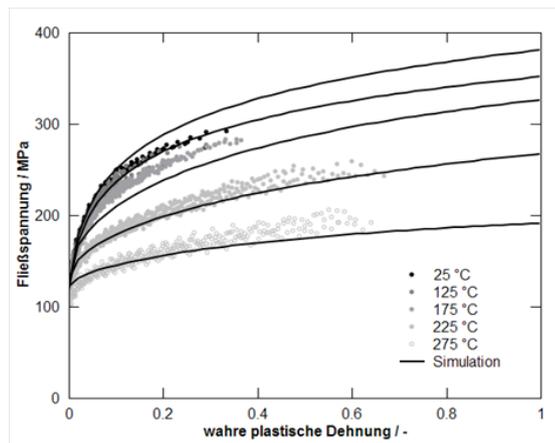
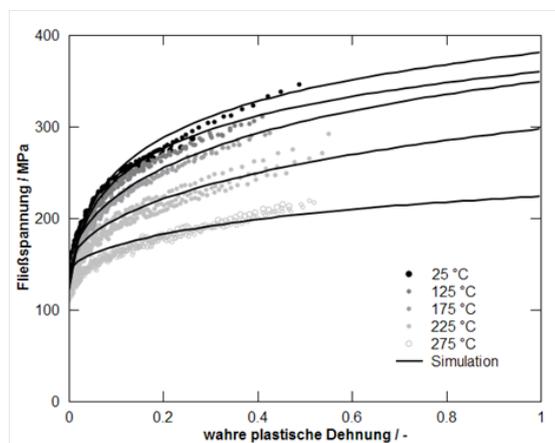
(a) $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\epsilon} = 1.0 \text{ s}^{-1}$

Abbildung 4.1: Zugversuchsergebnisse für EN AW 5754-H111 bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten, experimentell ermittelte und in der Simulation verwendete Fließkurven

Erfolgt dieser Prozess unbeabsichtigt und unkontrolliert, kann es zur Verringerung der Festigkeit, der Versprödung des Werkstoffes und damit zur Verschlechterung der Bauteileigenschaften kommen. Im Gegensatz zur superplastischen Umformung, bei der der Verformungsmechanismus auf Rekristallisation beruht und Legierungen verwendet werden, die speziell für dieses Umformverfahren entwickelt wurden, ist man bei der HWU bestrebt Rekristallisation zu vermeiden. Dadurch soll eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes verhindert werden.

Die Rekristallisationstemperatur der hier untersuchten Aluminiumlegierung EN AW 5754-H111 stellt somit eine Verfahrensgrenze dar, die in diesem Abschnitt ermittelt werden soll. Laut Literatur liegt die Rekristallisationstemperatur zwischen $T/T_S = 0.4$ und 0.6 . Die obere Grenze liegt bei ca. 300 °C (vgl. Abschnitt 2.2.1). Experimentelle Untersuchungen zur Ermittlung der Rekristallisationstemperatur bei der HWU von Legierungen der 5xxx-Serie wurden bereits durchgeführt [39, 65]. Dabei wurden bei erhöhten Temperaturen verformte Zug- bzw. Bulge-Test-Proben unter dem Lichtmikroskop analysiert. Kornwachstum oder Kornneubildung konnte bis zu Temperaturen von 300 °C nicht beobachtet werden. Hingegen konnte an anderer Stelle bei kaltgewalzten Blechproben mittels Elektronenmikroskopie und EBSD-Analyse der Beginn der Rekristallisation bei 290 °C nachgewiesen werden [103].

Wie schon in Abschnitt 4.1.1 erwähnt wurde, wird der in dieser Arbeit relevante Temperaturbereich bei ca. 300 °C von der Beständigkeit des verwendeten Schmiermittels begrenzt (siehe Abschnitt 4.2.1). Hinsichtlich den Erfahrungen aus der Literatur und alternativer Tribosysteme, die höhere Temperaturen zulassen, wie z.B. graphithaltige Schmierstoffe oder PTFE-Folien (siehe Abschnitt 2.3.2) wird der in diesem Abschnitt untersuchte Temperaturbereich auf 400 °C erweitert.

Die Untersuchungen in dieser Arbeit wurden anhand eines einachsigen Warmzugversuchs mit der Probengeometrie nach DIN EN 10002 [2] am IWS durchgeführt. Die Vorteile des Zugversuchs sind dessen einfache Versuchsdurchführung sowie die gute Reproduzierbarkeit. Der Beginn der Rekristallisation ist neben der Temperatur im Wesentlichen vom Umformgrad abhängig. Für äquivalente Glühzeiten steigt der rekristallisierte Anteil eines Gefüges mit dem Verformungsgrad an [15, 94]. Der Nachteil des einachsigen Zugversuchs ist, dass im Vergleich zum Tiefziehen, wo Umformgrade von bis zu $\varphi = 1.0$ und mehr erreicht werden, im einachsigen Zugversuch nur vergleichsweise geringe Verformungen realisiert werden können. Um einen maximalen Umformgrad zu erzielen, werden die Zugproben deshalb bis zum Bruch verformt. Die Umformgeschwindigkeit wurde mit 0.01 s^{-1} gewählt. Diese liegt im Bereich langsamer Tiefziehprozesse mit einer Stempelgeschwindigkeit von ca. 1 mm/s . Die Zugversuche wurden in einem Strahlungssofen durchgeführt. Die Aufheizzeit betrug ca. 5 min . Der Zugversuch selbst dauerte ca. 1 min . Die Temperatur konnte in einem Bereich von $\pm 3\text{ °C}$ konstant gehalten werden. Die Zugproben wurden beginnend bei 300 °C , 350 °C und 400 °C bis zum Bruch verformt. Unmittelbar nach dem Zugversuch wurden die Proben mit Wasser abgeschreckt. Dieser Temperaturzyklus ist der Abkühlung des Blechwerkstoffes am gekühlten Ziehring, bzw. der Abkühlung in einer Waschanlage (siehe Abschnitt 6.1) ähnlich.

Schliffe wurden in der Ebene entnommen, die von der Walz- und der Normalrichtung aufgespannt wird (siehe Abbildung 4.2). Abhängig von der Temperatur wurden im Zugversuch

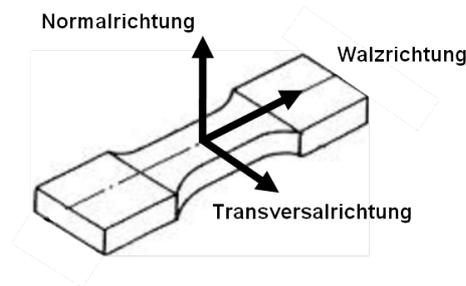


Abbildung 4.2: Definition der Blickrichtungen bei der Gefügeanalyse der verformten Zugproben

unterschiedlich große Bruchdehnungen und Umformgrade erreicht. Um die Proben vergleichbar zu machen wurden die Schlitze im Bereich der diffusen Einschnürung bei gleichen Dehnungen entnommen. Die Blechdicke bei der Proben entnommen wurden war 1.1 mm. Das entspricht einer Blechdickenreduktion von 45 % oder bei der Annahme isotroper Verformung einem Umformgrad von ca. $\varphi = 0.6$.

Die Schlitze wurden beätzt und nach Barker anodisiert. Unter polarisiertem Licht konnte die Gefügestruktur im Lichtmikroskop sichtbar gemacht werden. Aufgrund der Schwierigkeit den rekristallisierten Anteil mithilfe des Lichtmikroskops zu bestimmen, wurde dieser mit einem Elektronenmikroskop des Typs Zeiss Ultra 55 und dem EBSD-System EDAX-TSL (Software OIM 5.3) ermittelt. Um die durch das Schleifen und Polieren verursachte Verformung zu minimieren, wurden die Proben mit einer alkalischen Kolloidallösung (OP-U-Suspension von Struers, 0.04 μm Körnung) innerhalb von 60 min fertig poliert. Es wurde eine Fläche von $300 \times 300 \mu\text{m}$ mit einer Schrittweite von 0.5 μm (hexagonale Pixel) abgetastet. Großwinkelkorngrenzen wurden bei einer Missorientierung größer als 15° zwischen gemessenen Nachbarpunkten gekennzeichnet. Für die Verminderung der Störanfälligkeit muss ein Korn aus mindestens 6 resultierenden Punkten bestehen. Die minimale detektierbare Korngröße betrug dadurch ca. 4 μm . Diese Auflösung ist ausreichend genau um einzelne Körner im untersuchten Gefüge voneinander unterscheiden zu können. Die Gefügestruktur wurde mithilfe der IPF (Inverse Pole Figure)-Darstellung, die der unterschiedlichen Kristallorientierung der Körner Farben zuordnet, sichtbar gemacht.

Für die Charakterisierung der deformierten und rekristallisierten Körner wurde die Kornorientierungsänderung (grain orientation spread) aufgrund der bewährten Genauigkeit dieser Methode verwendet [73,94]. Um die deformierten Körner von den rekristallisierten zu unterscheiden, wurde ein kritischer Wert von 1.5° gewählt [36].

Abbildung 4.3 zeigt die mittels LM und mittels EBSD-Analyse sichtbar gemachte Gefügestruktur des Aluminiumwerkstoffes im Anlieferungszustand. Das LM-Bild wurde in Normalrichtung aufgenommen, das EBSD-Bild in Transversalrichtung. Die für den Zustand -H111 charakteristische geringfügige Kaltverfestigung ist im EBSD-Bild an den leicht gestreckten Körnern erkennbar.

Bei den bei erhöhten Temperaturen verformten Zugproben ist die Deformation anhand

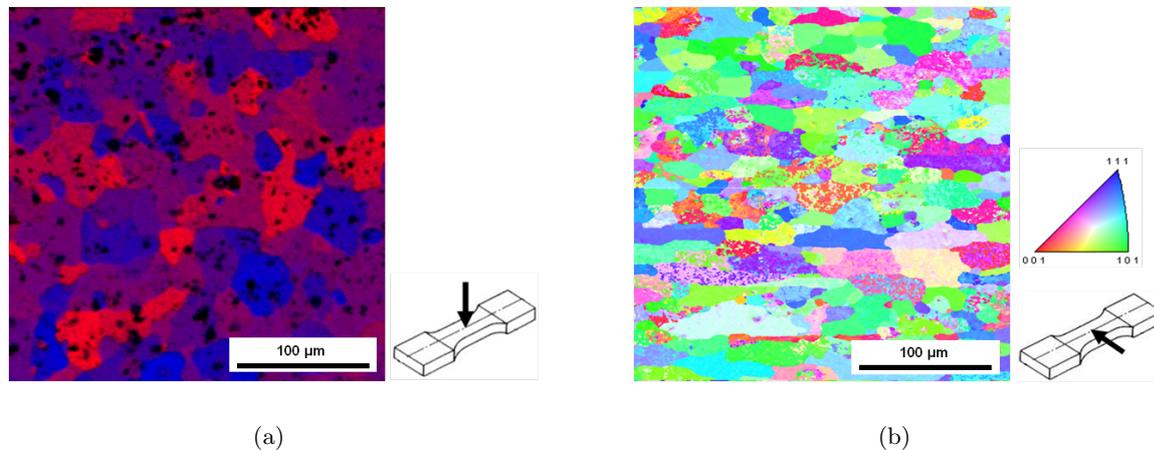
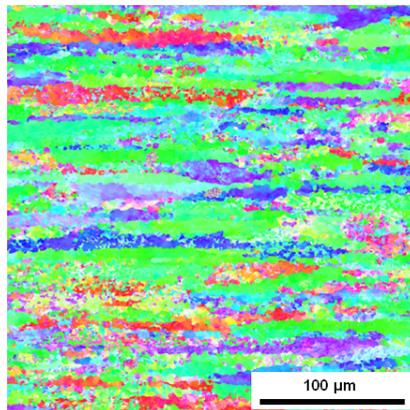


Abbildung 4.3: Gefüge im Anlieferungszustand, (a) Lichtmikroskopaufnahme in Normalenrichtung (b) IPF-Darstellung der EBSD-Analyse in Transversalrichtung

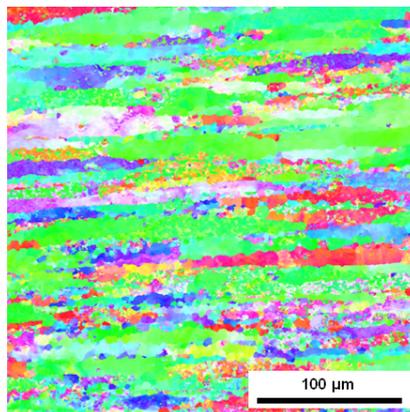
der gestreckten Körner deutlich zu erkennen (Abbildung 4.4). Die plastische Verformung führt zur Erhöhung der Versetzungsdichte und damit zur Verzerrung und Verspannung des Kristallgitters. Dadurch ändert sich die Kornorientierung innerhalb der Körner. Diese wird mittels EBSD-Analyse detektiert. Dadurch können verformte von neu gebildeten Körnern unterschieden werden. Die Schiffe der Zuproben die bei 300, 350 °C und 400 °C gezogen wurden unterscheiden sich nur unwesentlich voneinander. Rekristallisierte Körner konnten nicht eindeutig nachgewiesen werden. Der mittels EBSD-Analyse ermittelte rekristallisierte Flächenanteil lag bei allen Proben bei ca. 1.5 % und war damit zu gering um eine Tendenz erkennen zu können (Abbildung 4.5).

Bei den in dieser Untersuchung gewählten und für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen charakteristischen Verformungs- und Temperaturzyklen konnte demnach keine Rekristallisation des deformierten Gefüges festgestellt werden. Die Gründe dafür sind, dass im Vergleich zum Weichglühen von kaltgewalzten Aluminiumblechen zum einen der Umformgrad vergleichsweise gering war. Des Weiteren waren die Prozesszeiten in dieser Untersuchung mit wenigen Minuten wesentlich geringer als bei der Wärmebehandlung von kaltgewalzten Aluminiumblechen, wo vollständige Rekristallisation bei ca. 350 °C und 4 h Haltezeit erreicht wird [103]. Demnach ist bei der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen mit Prozesszeiten von wenigen Minuten und einem maximalen Umformgrad von $\varphi = 0.6$ bis zu einer Temperatur von 400 °C keine nennenswerte Rekristallisation zu erwarten. Das deformierte Gefüge bleibt erhalten. Eine Entfestigung oder Versprödung des Werkstoffes ist nicht zu erwarten.

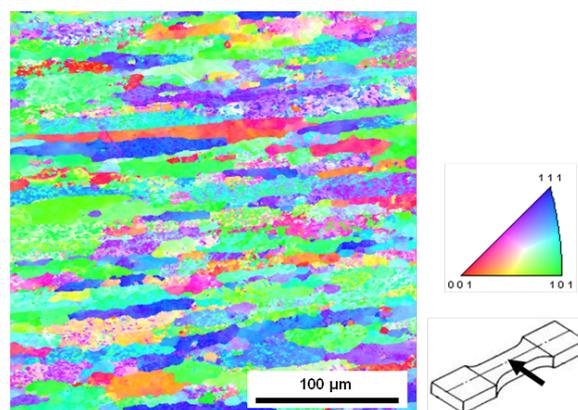
Der erzielbare Umformgrad war in dieser Untersuchung mit ca. $\varphi = 0.6$ begrenzt. Beim Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen sind jedoch maximale Umformgrade von $\varphi = 1.0$ und mehr möglich. Der Umformgrad ist eine der treibenden Kräfte der Kornneubildung und des Kornwachstums. Für zukünftige Untersuchungen zur Ermittlung der Rekristallisationstem-



(a) 300 °C



(b) 350 °C



(c) 400 °C

Abbildung 4.4: Mittels EBSD-Analyse sichtbar gemachte Gefügestruktur der bei unterschiedlichen Temperaturen verformten Zugproben in Transversalrichtung

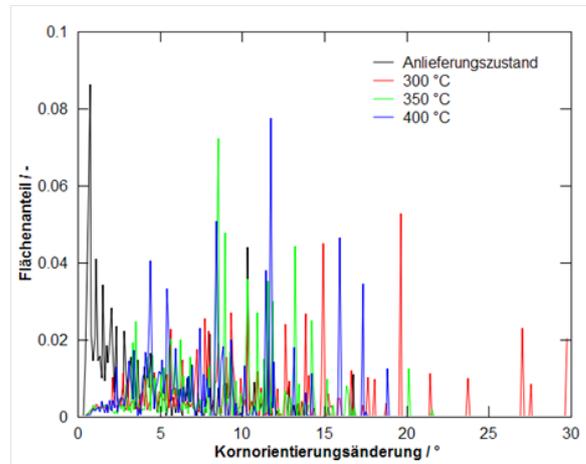


Abbildung 4.5: Kornorientierungsänderung mit entsprechendem Flächenanteil abhängig von der Verformungstemperatur

peratur bei der HWU wird daher empfohlen, Bereiche mit größeren Umformgraden zu analysieren und den untersuchten Temperaturbereich über 400 °C hinaus zu erweitern.

4.2 Prozessgrößen

In Abschnitt 3.3.2 wurde der Einfluss der Prozessgrößen auf das Tiefziehergebnis untersucht. Dabei wurde gezeigt, dass die Reibung und der Wärmeübergang einen großen Einfluss auf die Blechdickenverteilung haben. Diese können im Gegensatz zu anderen Prozessgrößen wie Werkzeugtemperatur, Stempelgeschwindigkeit und Blechhalterkraft nicht aktiv beeinflusst werden. Ziel dieses Abschnitts ist es, den Reibungskoeffizienten und den Wärmeübergangskoeffizienten für die für Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen gegebenen Prozessbedingungen zu ermitteln. Die Ergebnisse sollen die realistische Abbildung des Prozesses mit einem Simulationsmodell ermöglichen.

4.2.1 Reibung

Die Reibungskoeffizienten wurden so wie die Fließkurven am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg experimentell ermittelt. Dabei kam der Streifenziehversuch zum Einsatz. Wie schon in Abschnitt 2.3.2 erläutert, sind die wesentlichen Einflussgrößen auf den Reibungskoeffizienten die Temperatur und der vorherrschende Kontaktdruck. Mithilfe des Streifenziehversuchs kann der Reibungskoeffizient und dessen Abhängigkeit von den genannten Prozessgrößen ermittelt werden.

Wie in Abbildung 4.6 dargestellt, wird beim Streifenziehversuch ein Blechstreifen mit einer definierten Normalkraft F_N zwischen zwei Backen geklemmt. Die Reibkraft F_R die aufgebracht werden muss um den Streifen durch die Backen zu ziehen wird gemessen und so der Reibungskoeffizient μ aus Formel (2.2) ermittelt.

Der Blechstreifen hat eine Länge von 500 und eine Breite von 30 mm. Die Kontaktfläche A ist 100×30 mm. Damit kann mit der Normalkraft der Kontaktdruck $p_K = F_N/A$ eingestellt werden. Der Streifen wurde entlang der Walzrichtung mit einer definierten Geschwindigkeit $v = 20$ mm/s durch die Backen gezogen. Dieser Wert liegt im Bereich der Gleitgeschwindigkeiten die bei dem hier untersuchten Tiefziehprozess vorherrschen. Die Gleitgeschwindigkeit hat auf den Reibungskoeffizienten einen vergleichsweise geringen Einfluss [39] und wurde in dieser Untersuchung nicht variiert. Die Werkstoffpaarung Backen-Blech entsprach derjenigen, die bei den Tiefziehversuchen eines praxisnahen Bauteils (Kapitel 5) zum Einsatz kam. Der Ziehweg betrug 180 mm. Die ersten und letzten 50 mm des Ziehwegs wurden bei der Reibzahlberechnung nicht berücksichtigt. Über die verbleibenden 80 mm Ziehweg wurde eine mittlere Reibzahl ermittelt. Vor Versuchsbeginn wurde der Blechstreifen durch den Kontakt mit den beheizten Backen ca. 15 s lang erwärmt. Für jede Versuchsanordnung wurden 3 Messungen durchgeführt um die Reproduzierbarkeit sicherzustellen.

Das verwendete Schmiermittel ist ein in Wasser gelöster (emulgierter), graphitfreier Schmierstoff für die Warmumformung. Der Hersteller ist die Firma Fuchs Lubrictech GmbH aus Kaiserslautern. Die Herstellerbezeichnung ist VP JS 05/1809. Das Schmiermittel wurde mit einem Pinsel auf beiden Seiten des Bleches aufgebracht.

Reibungskoeffizienten wurden für fünf Temperaturen zwischen RT und 325 °C und für vier Kontaktdrücke zwischen 0.3 und 15 MPa ermittelt. Die entsprechenden Ergebnisse sind in Abbildung 4.7 dargestellt. Bei RT sind die gemessenen Reibungskoeffizienten sehr hoch und die Schmiereigenschaften entsprechend schlecht. Mit zunehmender Temperatur wird der Reibungskoeffizient geringer. Der Grund dafür ist, dass das Wasser in dem der Schmierstoff emulgiert ist verdampft. Erst dadurch kann der Schmierstoff seine volle Schmierwirkung entfalten. Ab ca. 275 °C steigt der Reibungskoeffizient wieder an. Das deutet darauf hin, dass die Temperaturbeständigkeit des Schmiermittels nicht mehr gegeben ist. Diese Beobachtungen decken sich mit den Herstellerangaben.

Mit zunehmendem Kontaktdruck kommt es zur Einglättung der Oberflächen und damit zu einer Verringerung des Reibungskoeffizienten (siehe Abschnitt 2.3.2). Dieser Effekt kann bei der vorliegenden Untersuchung nur bei RT und bei 125 °C beobachtet werden. Bei höheren Temperaturen wird der Einglättungseffekt von der erhöhten Adhäsionsneigung von Aluminium überlagert. Dadurch kommt es ab ca. 200 °C zu einem Anstieg des Reibungskoeffizienten mit zunehmendem Kontaktdruck. Ab 275 °C reicht die Festigkeit des Aluminiumblechs nicht mehr aus um die Reibkräfte übertragen zu können. Der Blechstreifen reißt in diesen Fällen bei Kontaktdrücken größer als 3 MPa.

Da die Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten vom Kontaktdruck keinem eindeutigen Trend folgt, wird bei der Tiefziehsimulation des Prototypenbauteils (Abschnitt 4.5) lediglich das temperaturabhängige Verhalten berücksichtigt. Dazu wird der Mittelwert über die gemessenen Kontaktdrücke gebildet und der Reibwert als Funktion der Temperatur angegeben (siehe Abbildung 4.7a).

Grundsätzlich sind die gemessenen Reibungskoeffizienten vor allem bei RT sehr hoch. In unveröffentlichten Messungen eines Kunden des Schmiermittelherstellers sind für ein ähnliches Tribosystem Reibwerte zwischen 0.1 und 0.2 zu finden. Die Unterschiede zu den hier be-

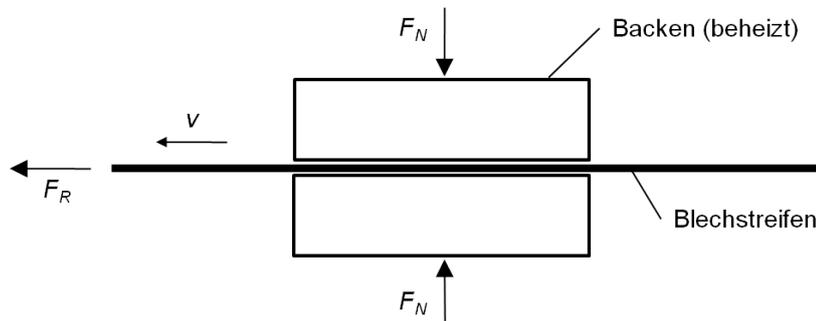


Abbildung 4.6: Schematische Darstellung des Streifenziehversuchs

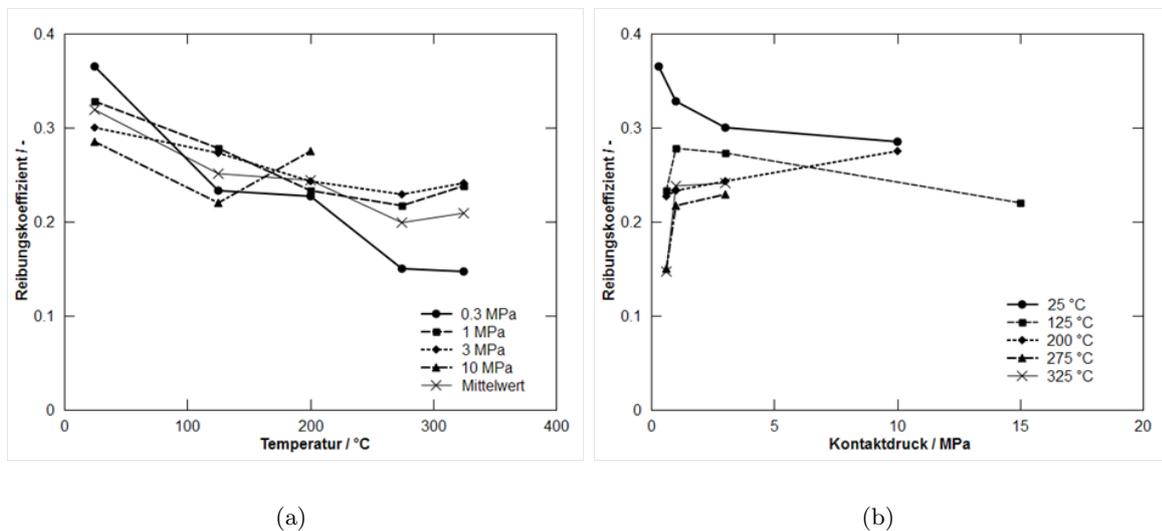


Abbildung 4.7: Reibungskoeffizient abhängig von (a) der Temperatur und (b) vom Kontaktdruck

beschriebenen Experimenten waren der gehärtete Werkzeugwerkstoff und das Schmiermittel, das vor dem Streifenziehversuch mit Infrarot-Lampen auf dem Blech aufgetrocknet wurde. Dabei verdampfte das in der Emulsion enthaltene Wasser und der Schmierstoff konnte seine volle Schmierwirkung entfalten. Diese Vorgehensweise ist für eine seriennahe Produktion jedoch nicht praktikabel und wurde daher in dieser Arbeit nicht angewandt.

4.2.2 Wärmeübergang

Der Wärmeübergangskoeffizient hat einen wesentlichen Einfluss auf die Temperatur- und Blechdickenverteilung des Blechwerkstoffes (siehe Abschnitt 2.3.2). So wie der Reibungskoeffizient ist auch der Wärmeübergangskoeffizient eine Prozessgröße die nicht aktiv beeinflusst werden kann. Er ist abhängig vom Kontaktdruck, der Kontaktpaarung und dem verwendeten Schmierstoff. Um die Temperatur- und damit die zu erwartende Blechdickenverteilung

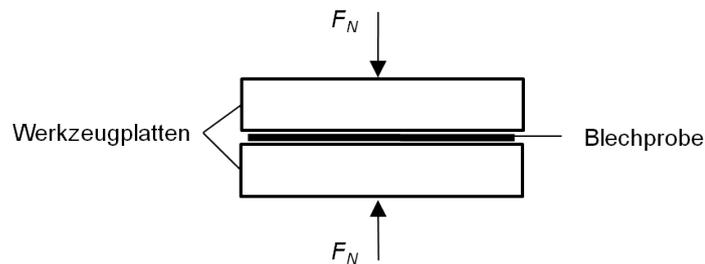


Abbildung 4.8: Schematische Darstellung des Abkühlversuchs zur Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten

lung ausreichend genau berechnen zu können muss der Wärmeübergangskoeffizient unter Berücksichtigung der genannten Einflussgrößen ermittelt und im Simulationsmodell entsprechend abgebildet werden.

Die Experimente für die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten wurden so wie die Zugversuche und die Reibungsversuche am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg durchgeführt. Die dabei verwendete Versuchsmethodik wurde für das Presshärten von borlegierten Stahlblechen entwickelt. Beim Presshärten wird ein auf 900 °C erwärmtes Stahlblech in einem kalten Umformwerkzeug einerseits verformt und andererseits abgekühlt und dadurch gehärtet. Bei den Experimenten für die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten handelt es sich daher um Abkühlversuche. Dabei wird eine Blechprobe mit den Abmessungen $58 \times 160\text{ mm}$, die zuvor in einem Ofen auf die gewünschte Temperatur erwärmt wurde, zwischen zwei Werkzeugplatten abgekühlt (siehe Abbildung 4.8). Der Kontaktdruck kann durch die definierte Normalkraft F_N und die bekannte Kontaktfläche A eingestellt werden. Der Werkzeugplattenwerkstoff entspricht dem Werkstoff der später im Tiefziehwerkzeug verwendet wird. Während des Abkühlens wird die Temperatur in der Platine und nahe der Oberfläche der Werkzeugplatten gemessen. Mit diesen Informationen kann der Wärmeübergangskoeffizient invers ermittelt werden. Genaue Beschreibungen der Versuchsmethodik können der Literatur entnommen werden [29, 70, 71].

In dieser Arbeit basieren die ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten ausschließlich auf Ergebnissen aus dem Abkühlversuch. Beim Tiefziehen von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen wird das Blech jedoch einerseits im Flanschbereich durch den Kontakt mit den erwärmten Werkzeugen aufgeheizt und andererseits im Kontakt mit dem gekühlten Stempel und dem gekühlten Ziehring abgekühlt. Der Unterschied zwischen Wärmeübergangskoeffizienten die im Aufheizversuch oder in einem Abkühlversuch ermittelt wurden ist vergleichsweise gering [43] und wird in dieser Arbeit vernachlässigt.

Abbildung 4.9 zeigt den im Abkühlversuch ermittelten Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten abhängig von der Temperatur und dem Kontaktdruck. Ohne Schmiermittel ist keine signifikante Abhängigkeit von der Temperatur zu erkennen. Die gemessenen Wärmeübergangskoeffizienten entsprechen mit ca. $1500\text{ W/m}^2\text{K}$ Werten aus der Literatur [98]. Mit steigendem Kontaktdruck nimmt der Wärmeübergangskoeffizient durch die Einglättung und der dadurch vergrößerten metallischen Kontaktfläche zu. Bei 5 MPa Kontaktdruck scheint

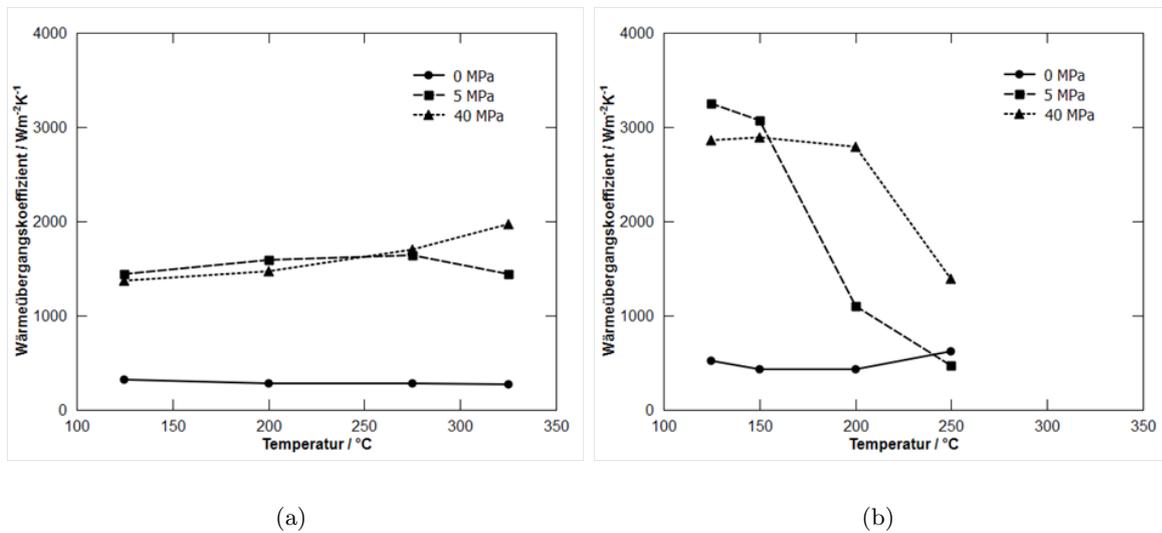


Abbildung 4.9: Wärmeübergangskoeffizient im Abkühlversuch (a) ohne Schmiermittel und (b) mit Schmiermittel

eine Sättigung erreicht zu sein. Im Vergleich zu 40 MPa sind keine wesentlichen Unterschiede erkennbar.

Mit Schmiermittel sind die gemessenen Wärmeübergangskoeffizienten größer und der Einfluss der Temperatur ist signifikanter. Das Schmiermittel füllt die Zwischenräume in der Kontaktzone und begünstigt dadurch den Wärmeübergang (vgl. Abbildung 2.14). Zu Beginn des Abkühlversuchs sind die gemessenen Wärmeübergangskoeffizienten klein, steigen danach an und erreichen Werte um $3000 \text{ W/m}^2\text{K}$. Der Grund dafür ist, dass der volle Kontaktdruck mit der verwendeten Prüfeinrichtung nicht von Beginn an aufgebracht werden kann. Dieser Effekt ist bei Verwendung eines Schmiermittels wesentlich ausgeprägter als ohne.

Der Wärmeübergangskoeffizient wird bei der thermomechanischen FE-Simulation von Umformprozessen üblicherweise als Funktion des Kontaktdruckes angegeben. Dazu wurden die im Abkühlversuch ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten für jeden Kontaktdruck gemittelt. Die entsprechenden Werte sind in Abbildung 4.10 dargestellt. Werden bei der Mittelung der temperaturabhängigen Kurven mit Schmiermittel (Abbildung 4.9b) die Werte bei hohen Temperaturen (200 und $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$), bei denen der Kontaktdruck noch nicht vollständig aufgebaut wurde, vernachlässigt, erhält man die korrigierten Werte. Diese werden für die Tiefziehsimulation des Prototypenbauteils in Abschnitt 4.5 verwendet.

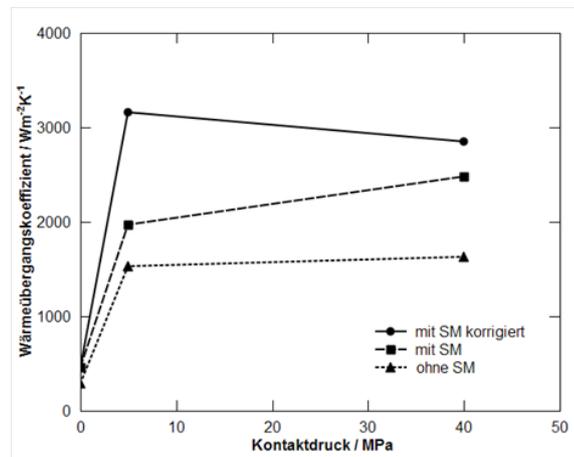


Abbildung 4.10: Wärmeübergangskoeffizient abhängig vom Kontaktdruck

4.3 Bauteilgeometrie

Der Inhalt dieser Arbeit ist in Zusammenarbeit mit SAG Alutech GmbH entstanden. Die SAG Alutech GmbH ist ein führender Hersteller von geschweißten Behältnissen aus Aluminiumlegierungen. Eines der Hauptgeschäftsfelder sind Kraftstofftanks für die Nutzfahrzeugindustrie.

Das Ziel dieser Arbeit ist ein HWU-Werkzeug zu realisieren, das von Grund auf neu und speziell für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen konstruiert und gebaut wird. Daher gab es keine geometrischen Vorgaben. Aufgrund der Zusammenarbeit mit der SAG Alutech GmbH wurde bei der Auswahl einer geeigneten Bauteilgeometrie versucht die Herausforderungen bei der Fertigung von LKW-Tanks mit einfließen zu lassen.

Die Anforderungen an einen LKW-Tank sind Leichtbau und Korrosionsbeständigkeit. Aluminiumblech genügt diesen Anforderungen und wird deshalb für diese Anwendung bevorzugt eingesetzt. LKW-Tanks sind im Wesentlichen Schweißkonstruktionen die aus zwei Endkappen und einem Mantel bestehen (Abbildung 4.11). Die Endkappen sind Hohlkörper die in großer Stückzahl produziert und mittels Tiefziehen hergestellt werden.

Als Prototypenbauteil für das Tiefziehen bei erhöhter Temperatur wurde eine solche Endkappe eines LKW-Tanks gewählt. Die Bauteilgeometrie ist in Abbildung 4.12 dargestellt. Aufgrund der charakteristischen Form wird das Bauteil L-Tank genannt. Es wird angenommen, dass die wesentlichen Effekte beim Tiefziehen mit Temperaturunterstützung auch anhand eines kleineren Bauteils untersucht werden können. Um Materialkosten zu sparen wurde das Prototypenbauteil daher im Maßstab 1:2 realisiert.

Eine Herausforderung bei der Konstruktion von Treibstofftanks ist den im LKW zur Verfügung gestellten Bauraum optimal zu nutzen um dadurch so viel Treibstoff wie möglich speichern zu können. Die Radien der äußeren Ecken der Prototypenbauteilgeometrie wurden daher nur etwa halb so groß wie bei konventionellen LKW-Tanks gewählt. Dadurch soll einerseits der verfügbare Bauraum optimal genutzt werden. Andererseits soll anhand dieser kleinen Radien das Potenzial der HWU aufgezeigt werden auch schwierige Tiefziehgeometrien

herstellen zu können. Des Weiteren wurde der konventionelle Querschnitt eines Tanks um ein zusätzliches Volumen erweitert. Dadurch soll auch der Bauraum unter dem Leiterraum des LKW's genutzt werden können. Mit diesem zusätzlichen Volumen wird die Geometrie um einen negativen Radius erweitert. Basierend auf den Ergebnissen der Tiefziehsimulation der Cross-Die Geometrie (Abschnitt 3.4) soll untersucht werden, ob mit einer geeigneten Temperaturverteilung in diesem Bereich eine Verbesserung des Tiefziehergebnisses im Vergleich zur Kaltumformung erzielt werden kann.

Die Bauteilhöhe wird variabel gestaltet. Dadurch soll gezeigt werden, ob und wie weit sich die Ziehtiefe im Vergleich zur Kaltumformung bei komplexen Bauteilgeometrien mithilfe der HWU steigern lässt. Dabei wird das Ziel verfolgt, die Endkappenhöhe soweit zu steigern bis ein LKW-Tank aus zwei tiefen Endkappen gefertigt werden kann. Dadurch könnte die Fertigung des Mantels, eine Längs- und eine Umfangsschweißnaht bei der Produktion entfallen.

In den folgenden Abschnitten wird der Aufbau des HWU-Werkzeugs, mit dem die Prototypenbauteile gefertigt werden, erläutert. Des Weiteren werden die Berechnung der Temperaturverteilung im HWU-Werkzeug sowie die Umformsimulationsergebnisse präsentiert.

4.4 Auslegung Prototypenwerkzeug

In diesem Abschnitt werden die aus der Literatur (Kapitel 2) und der virtuellen Analyse (Kapitel 3) gewonnenen Erkenntnisse anhand eines Prototypenwerkzeugs in die Praxis umgesetzt. Das Ziel besteht darin die ideale Temperaturverteilung für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen mit entsprechenden konstruktiven Maßnahmen umzusetzen. Die Herausforderung dabei ist zwischen beheizten und gekühlten Bereichen große Temperaturgradienten zu realisieren. Dazu müssen die Subsysteme eines HWU-Werkzeugs, das sind

- die Beheizung,
- die Kühlung,
- die Isolierung und
- die Presse

anwendungsgerecht ausgewählt bzw. deren Spezifikationen aufeinander abgestimmt werden.

Mit dem in dieser Arbeit zu entwickelnden Werkzeug soll es möglich sein die ausgewählte Bauteilgeometrie sowohl bei RT als auch bei erhöhten Temperaturen mittels Tiefziehen herzustellen. Anhand der maximalen realisierbaren Ziehtiefe bei RT und bei erhöhten Temperaturen soll das Potenzial der Halbwarmumformung für ein Praxisbauteil aufgezeigt werden.

Hinsichtlich der Beurteilung der Wirtschaftlichkeit des Tiefziehens bei erhöhter Temperatur in Kapitel 6 und des limitierten Budgets das für den Prototypenbau zur Verfügung stand, sollten zudem die Kosten für das zu fertigende Prototypenwerkzeug so gering wie möglich sein.



Abbildung 4.11: Nutzfahrzeugtank (Quelle: SAG Alutech GmbH)

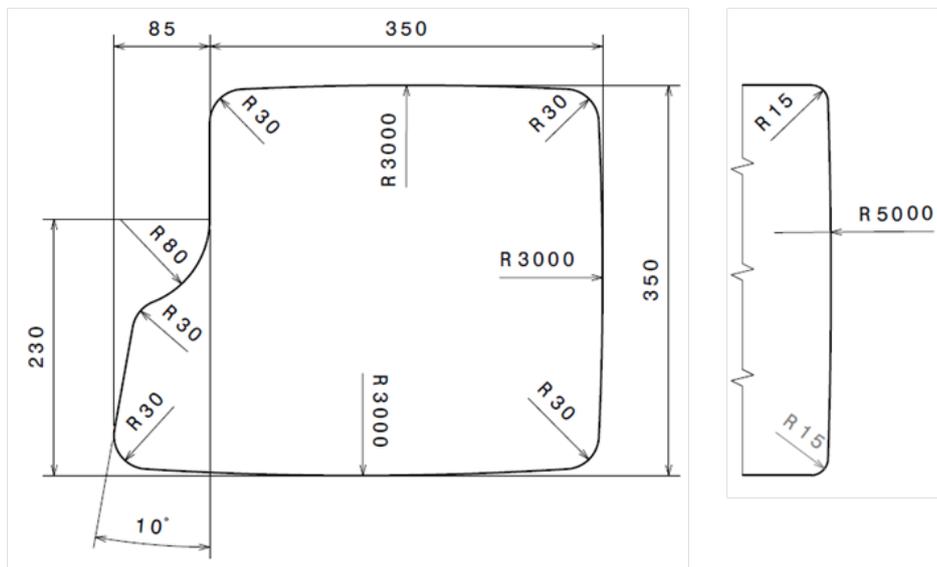


Abbildung 4.12: L-Tank Geometrie (Maße in mm)

4.4.1 Aufbau

Der Querschnitt des HWU-Prototypenwerkzeugs ist in Abbildung 4.13 dargestellt. Das Werkzeug besteht im wesentlichen aus

- Grundplatten, die das Werkzeug mit der Presse verbinden,
- Heizplatten, mit denen der Flanschbereich erwärmt wird,
- Werkzeugplatten, die den Kontakt zur Platine herstellen,
- dem Ziehring, in den Kühlkanäle integriert sind,
- Isolierungen, die den Ziehring bzw. die Presse von den beheizten Bereichen thermisch entkoppeln, sowie
- dem Stempel, der aufgrund seiner großen Masse und Wärmekapazität nicht aktiv gekühlt wird.

Bei den Isolierungen kommen zwei verschiedene Bauarten zum Einsatz (siehe Tabelle 4.4). Beide stammen von der Firma Brandenburger aus Landau in der Pfalz. Die Isolierung BRA-GLA SI zeichnet sich durch ihre hohe Festigkeit aus und wird im Werkzeug dort eingesetzt wo die Formstabilität auch bei hohen Temperaturen und großen mechanischen Belastungen erhalten bleiben muss. Die Isolierung BRA-GLA KA hat eine sehr geringe Wärmeleitzahl. Die Festigkeit ist jedoch sehr gering. Diese Isolierung ist bei mechanischer Belastung nicht formstabil und kommt dort zum Einsatz, wo die gute Isolierwirkung vorteilhaft ist und keine großen Kräfte übertragen werden müssen.

Die Heizplatten mit der Produktbezeichnung FAK (Flachheizung Aluminium Kompakt) sind elektrische Widerstandsheizungen der Firma Keller Ihne + Tesch GmbH aus Haag in Oberösterreich. In die 20 mm dicken Platten aus Aluminium sind Heizspiralen eingelegt die eine gleichmäßige Erwärmung gewährleisten. Der Einsatzbereich geht bis ca. 450 °C. Die Leistungsdichte beträgt 3.5 W/cm². Diese Heizplatten kommen vor allem in der kunststoffverarbeitenden Industrie zum Einsatz und zeichnen sich durch ihre mechanische Stabilität, die homogene Temperaturverteilung sowie die frei gestaltbare äußere Form aus. Die Temperatur der Werkzeugplatten wird mit PID-Reglern gesteuert. Die Fühler zur Erfassung der Ist-Temperatur sind 3 mm unter der Werkzeugplattenoberfläche angebracht.

Der Werkzeugwerkstoff für den Stempel, die Werkzeugplatten, den Ziehring und die Grundplatten ist Stahl S355 (Wärmeleitzahl 42 W/mK, Ausdehnungskoeffizient $12 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$).

Im Ziehring wurden in der Konstruktion Kühlkanäle vorgesehen. Aus Kostengründen wurde beim Bau des Prototypenwerkzeugs jedoch auf eine aktive Kühlung verzichtet. Um die thermische Stabilität bei durchgehendem Betrieb des Werkzeugs in einer Serienproduktion zu gewährleisten, sollten außerdem die Grundplatten mit einer Kühlung ausgestattet werden. Beim Prototypenwerkzeug wurde diese ebenfalls eingespart. Üblicherweise geht der Blechhalter bis über den Ziehradius hinaus. In diesem Fall würde es dadurch beim Aufheizen der

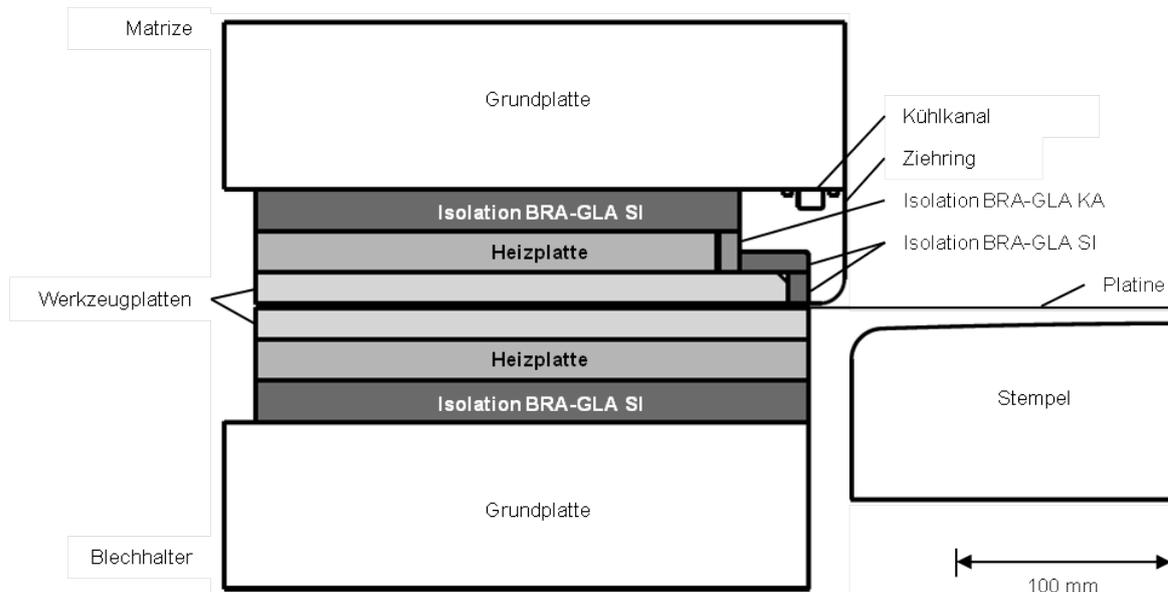


Abbildung 4.13: Aufbau Prototypenwerkzeug

Tabelle 4.4: Mechanische und thermische Kennwerte der Isolierungen

	BRA-GLA SI	BRA-GLA KA
Werkstoff	Glasgewebe in Duroplastharz	Glasmatte
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	0.26	0.09
Temperaturbeständigkeit [°C]	300	450
Druckfestigkeit bei 250 °C [N/mm ²]	180	4
Ausdehnungskoeffizient [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	8	7
Dichte [g/cm ³]	1.83	0.5

Platine zu einer unerwünschten Erwärmung des Zieh rings kommen. Aus diesem Grund wurde der Blechhalter nur bis an den Beginn des Ziehradius konstruiert. Der Ziehspalt beträgt 3 mm.

Abbildung 4.14 zeigt den Flanschbereich der Matrize. Dieser besteht so wie der Flanschbereich des Blechhalters aus insgesamt acht Werkzeugplatten mit acht darunterliegenden und unabhängig voneinander regelbaren Heizplatten. In der Literatur [88] und in Abschnitt 3.4 wurde bereits nachgewiesen, dass durch lokal unterschiedliche Beheizung des Flanschbereichs das Tiefziehergebnis verbessert werden kann. Vor allem die verstärkte Beheizung der Eckbereiche hat sich dabei als vorteilhaft erwiesen.

Abschließend zeigt Abbildung 4.15 das CAD-Modell des Prototypenwerkzeugkonzepts. Um die Funktionalität des Prototypenwerkzeugkonzepts zu verifizieren, wurde eine thermische Simulation zur Berechnung der Temperaturverteilung im Werkzeug durchgeführt. Die Modellierung und die Ergebnisse dieser Analyse werden im folgenden Abschnitt vorgestellt.

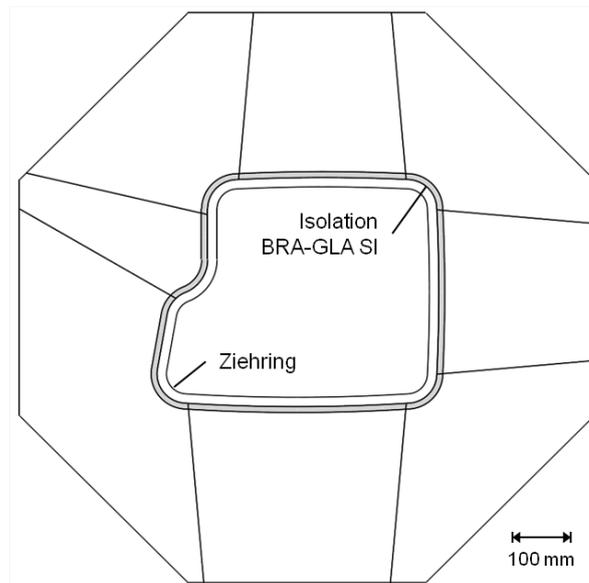


Abbildung 4.14: Teilung des Flanschbereichs der Matrize in Heizzonen

4.4.2 Thermische Simulation Prototypenwerkzeug

Mithilfe der thermischen Simulation soll untersucht werden, ob sich die gewünschte Temperaturverteilung mit dem HWU-Prototypenwerkzeug realisieren lässt. Des Weiteren soll die Aufheizzeit des Werkzeugs ermittelt und die thermische Stabilität untersucht werden. Die berechnete Temperaturverteilung auf der Werkzeugoberfläche wird zudem bei der Umformsimulation in Abschnitt 4.5 berücksichtigt.

Die Simulation wurde mit LS-Dyna durchgeführt. Die Elementkantenlänge betrug 5 mm. Die Anzahl der Elemente war 800 tsd., die Rechenzeit betrug ca. 3 h. Die Wärmeleitahlen der verwendeten Werkstoffe sowie die Leistungsdichte der Heizplatten wurden aus Abschnitt 4.4.1 übernommen. Die Wärmeausdehnung wurde nicht berücksichtigt. Die Regelung der Temperatur wurde mit einer On/Off-Strategie in der Simulation abgebildet. Der Wärmeübergang zwischen den einzelnen Komponenten wurde vereinfacht als ideal angenommen. Der Wärmeübergangskoeffizient durch natürliche Konvektion an Luft wurde mit $5 \text{ W/m}^2\text{K}$ angenommen [62]. Der Wärmeübergang durch Strahlung wurde mit einem Emissionskoeffizienten für polierten Stahl von 0.2 berücksichtigt [60]. Da das Aufheizen im geschlossenen Werkzeug stattfindet erfolgt an der Werkzeugoberfläche im Flanschbereich kein Wärmeaustausch mit der Umgebung. Simuliert wurde die erste Stunde nach Aufheizbeginn. Die Anbindung an die Presse mit den Koppелеlementen bzw. den Ziehkissenstößel wurde nicht abgebildet.

In Abbildung 4.16 ist der Temperaturverlauf beim Aufheizen auf 275 °C für die Werkzeugoberfläche im Flanschbereich, den Ziehring und die Grundplatte dargestellt. Eine stationäre Temperaturverteilung stellt sich nicht ein. Der Ziehring und die Grundplatten erwärmen sich kontinuierlich. Die Erwärmung erfolgt jedoch sehr langsam, sodass nach einer Aufheizzeit von ca. 30 min annähernd konstante Prozessbedingungen vorherrschen.

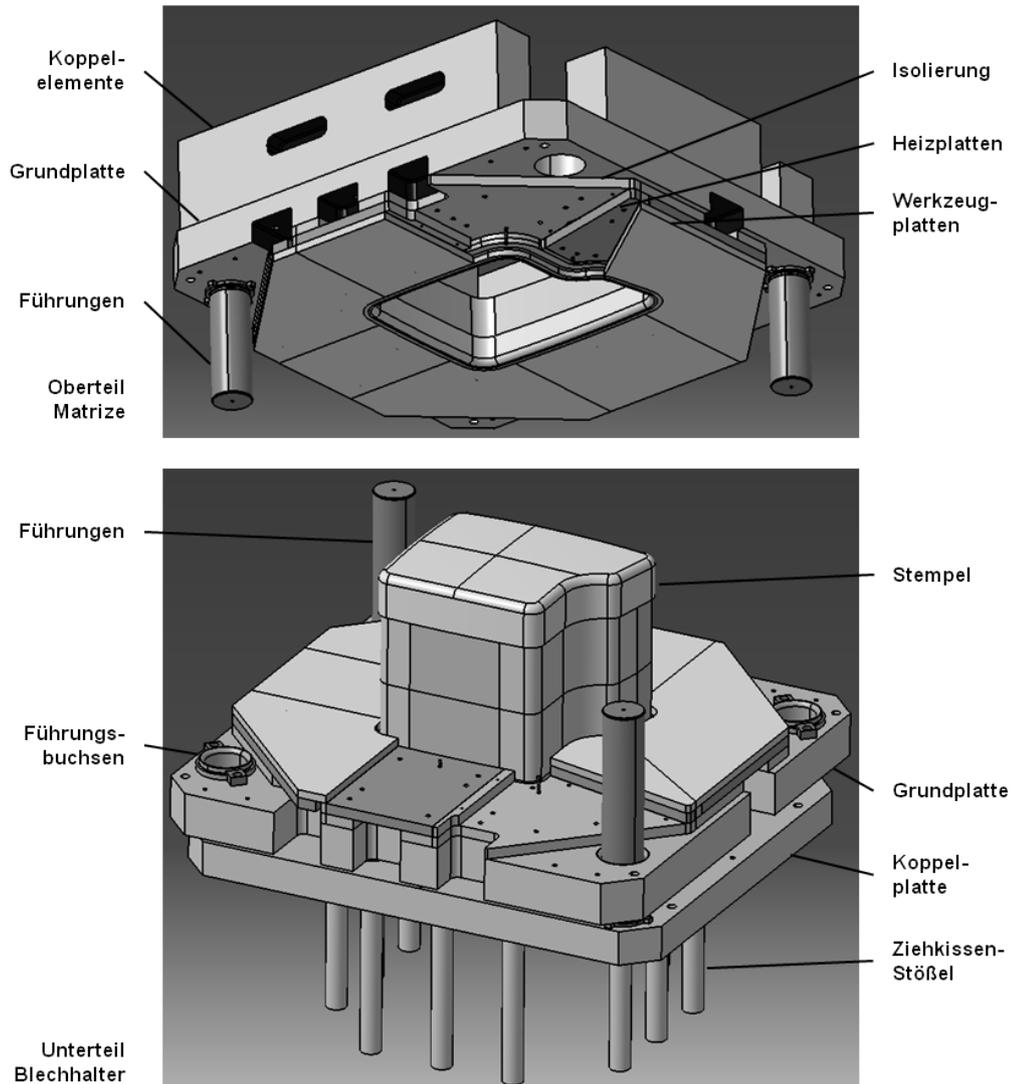


Abbildung 4.15: CAD-Modell des Prototypenwerkzeugs

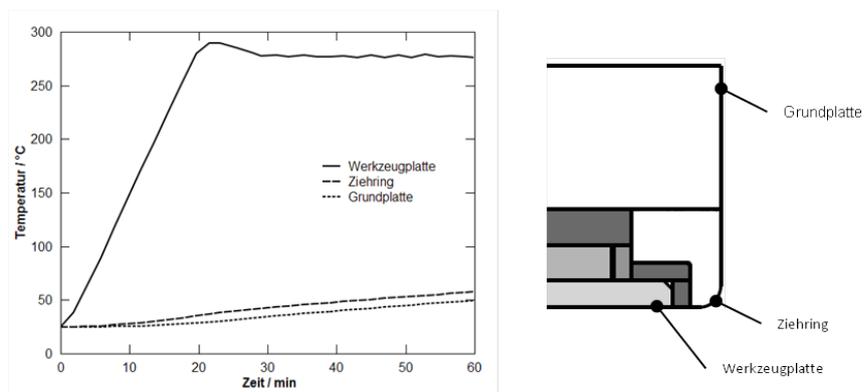


Abbildung 4.16: Aufheizkurven der Werkzeugplatten, des Ziehrings und der Grundplatte

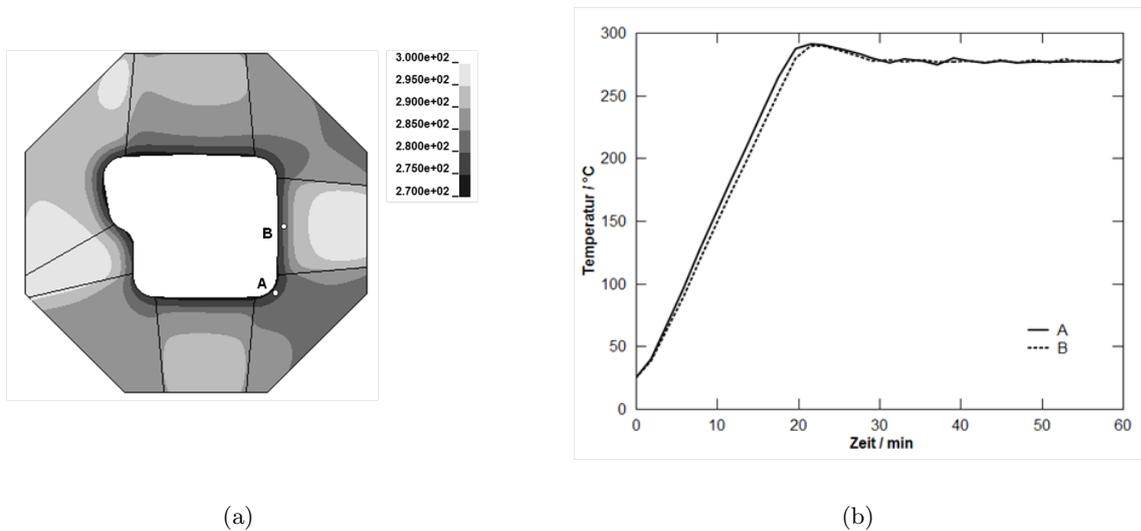


Abbildung 4.17: Beheizung des gesamten Flanschbereichs (a) Temperaturverteilung nach 30 min in °C (b) lokale Aufheizkurven in den Punkten A und B

Abbildung 4.17 zeigt die Aufheizkurven und die Temperaturverteilung auf der Werkzeugoberfläche nach 30 min Aufheizzeit bei Beheizung des gesamten Flanschbereichs. Die Temperatur im Flanschbereich liegt zwischen 270 und 300 °C und ist relativ homogen verteilt. Nach ca. 30 min ist ein annähernd stationärer Zustand erreicht. In Abbildung 4.18 ist die Temperaturverteilung bei ausschließlicher Beheizung der Eckbereiche dargestellt. In den beheizten Eckbereichen stellt sich nach ca. 30 min die Zieltemperatur von 275 °C ein. In den unbeheizten Bereichen steigt die Temperatur auch noch nach 1 h Aufheizzeit. Eine stationäre Temperaturverteilung stellt sich nicht ein. Der Temperaturgradient zwischen Eck- und geraden Bereichen nach 30 min Aufheizzeit ist ca. 80 °C, nach 1 h nur mehr 30 °C. Um den Temperaturgradienten zu erhöhen und einen stationären Zustand zu realisieren müssten die nicht beheizten Bereiche aktiv gekühlt werden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass nach 30 min die gewünschte Temperatur in den beheizten Bereichen erreicht wird. Bei Beheizung des gesamten Flanschbereichs stellt sich eine quasistationäre Temperaturverteilung ein, die es ermöglicht in einem begrenzten Zeitfenster Versuche bei annähernd konstanten Prozessbedingungen durchzuführen. Für eine begrenzte Anzahl an Prototypenversuchen ist das Werkzeug daher geeignet. Für den Einsatz in einem Serienprozess müssten die Grundplatten und nicht beheizte Bereiche im Flansch aktiv gekühlt werden.

4.5 Umformsimulation

Bei der thermomechanischen Tiefziehsimulation wurde die Machbarkeit der mit dem Prototypenwerkzeug zu fertigenden Bauteile analysiert. Das Ziel dieser Analyse war die maximale

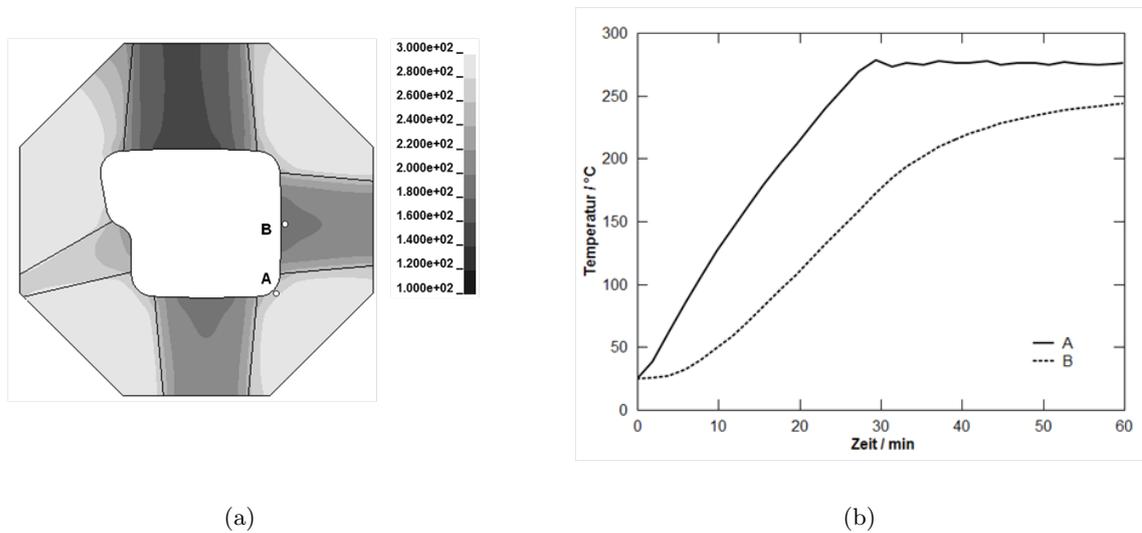


Abbildung 4.18: Ausschließliche Beheizung der Eckbereiche (a) Temperaturverteilung nach 30 min in °C (b) lokale Aufheizkurven in den Punkten A und B

Ziehtiefe bei RT und bei erhöhten Temperaturen zu prognostizieren. Dazu wurde die Ziehtiefe schrittweise um 50 mm erhöht. Für jede Ziehtiefe wurde eine entsprechende Platinegeometrie ermittelt (siehe Abbildung 4.19). Um die Herstellung der Platinen einfach und flexibel zu gestalten wurde auf Formplatinen verzichtet. In der Simulation wurden die in Abschnitt 4.1 und 4.2 ermittelten Material- und Prozessgrößen verwendet. Die Berechnungsgrößen entsprechen denen aus Abschnitt 3.3.1 (vgl. Tabelle 3.5).

Vor dem eigentlichen Tiefziehen wurde das Aufheizen der Platine im geschlossenen Werkzeug simuliert. Dabei handelt es sich um eine rein thermische Simulation. Mechanische Spannungen und Verformungen wurden nicht berechnet. Im Vergleich zum darauf folgenden Tiefziehen sind die thermischen Spannungen und Verformungen gering und können daher vernachlässigt werden. Der Blechhalterdruck wurde dabei mit 1 MPa angenommen (vgl. Abbildung 3.6). Das Ergebnis dieser Simulation, die Temperaturverteilung der Platine nach dem Aufheizen, wird auf die eigentliche Tiefziehsimulation übertragen.

Die Ziehgeschwindigkeit betrug 10 mm/s, der Blechhalterdruck 1 MPa. Als Versagenskriterium wurde eine zulässige maximale Ausdünnung von 20 % angenommen (vgl. Abschnitt 2.4.3). Die Ergebnisse der Tiefziehsimulation, die Ausdünnung bei RT und 275 °C Flanschttemperatur sind in Abbildung 4.20 bis 4.25 dargestellt.

Mit den in dieser Arbeit gemessenen Reibwerten (vgl. Abbildung 4.7) wird die zulässige Ausdünnung bei RT bereits bei 50 mm Ziehtiefe überschritten (Abbildung 4.20a und 4.21a). Bei auf 275 °C erwärmten Flanschbereich wird die Ausdünnung wesentlich reduziert und das Bauteil daher als machbar eingestuft (Abbildung 4.20b und 4.21a). Wie schon in Abschnitt 4.2.1 erwähnt wurde, sind die in dieser Arbeit gemessenen Reibwerte sehr hoch. Bei Halbierung der Reibwerte, das entspricht den unveröffentlichten Messergebnissen eines Kunden

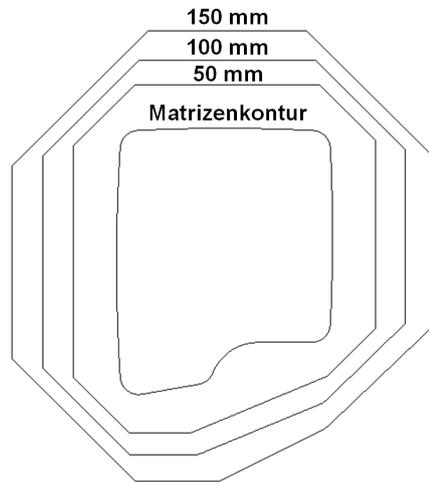


Abbildung 4.19: Platinenformen für 3 unterschiedliche Ziehtiefen

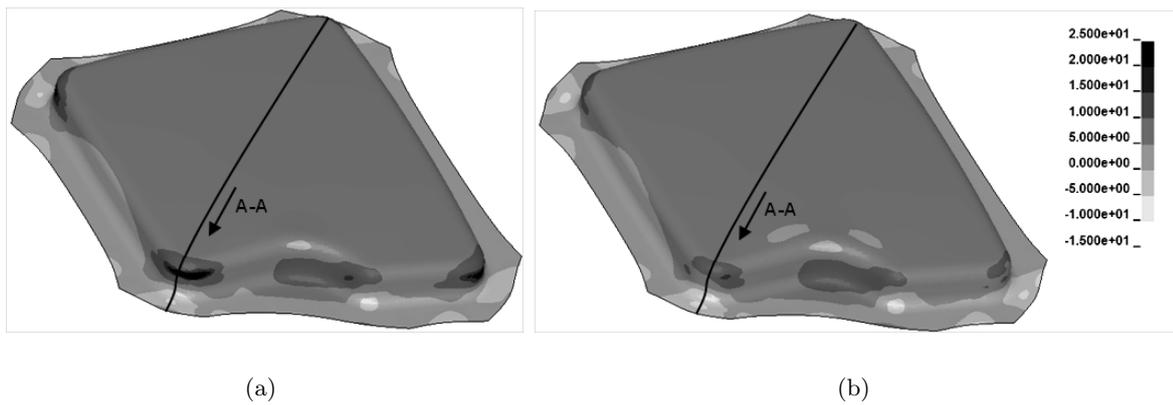


Abbildung 4.20: Simulationsergebnisse für die Ausdünnung in % der Ausgangsblechdicke bei 50 mm Ziehtiefe, (a) RT und (b) 275 °C Flanschttemperatur

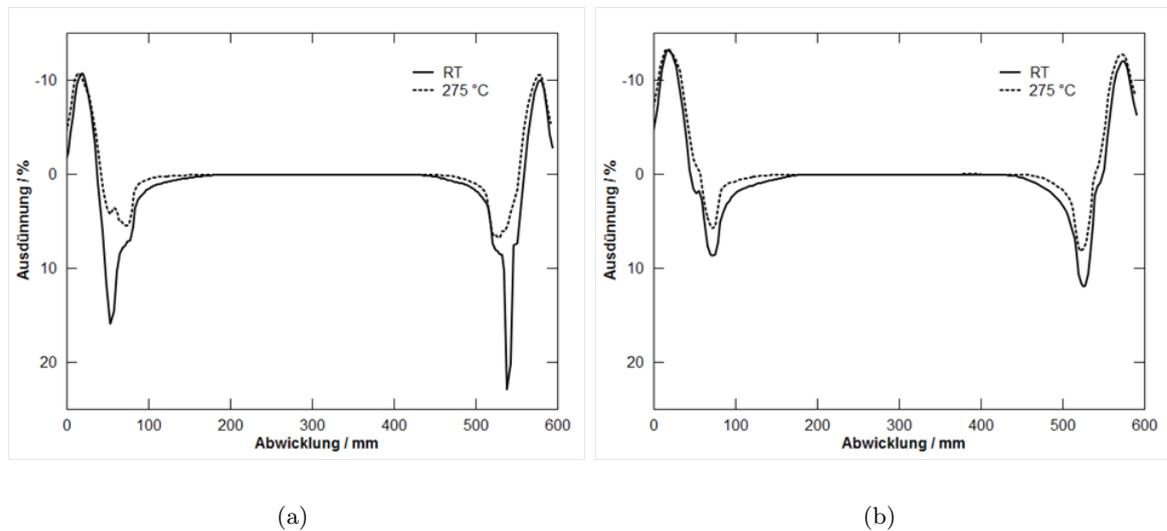


Abbildung 4.21: Simulationsergebnisse für die Ausdünnung in % der Ausgangsblechdicke entlang des Schnitts A-A bei 50 mm Ziehtiefe, (a) $\mu = \mu(T)$ und (b) $\mu = 0.5 \mu(T)$

des Schmiermittelherstellers, ist die Ausdünnung wesentlich geringer (Abbildung 4.21b). Das Bauteil mit 50 mm Ziehtiefe wird so auch bei RT machbar.

Bei 100 mm Ziehtiefe liegt die maximale Ausdünnung bei RT so wie bei 50 mm Ziehtiefe weit über dem zulässigen Bereich (Abbildung 4.22a und 4.23a). Bei 275 °C Flanscht Temperatur wird die Ausdünnung wesentlich verringert (Abbildung 4.22b). Mit verringerten Reibwerten sinkt die maximale Ausdünnung bei RT auf 20 % (Abbildung 4.23b). Mittels Kaltumformung ist das Bauteil mit 100 mm Ziehtiefe demnach als kritisch zu bewerten. Bei erhöhten Temperaturen liegt die Ausdünnung noch im zulässigen Bereich. Mittels HWU kann das Bauteil daher als machbar beurteilt werden.

Abbildung 4.24a zeigt die Ausdünnung bei 100 mm Ziehtiefe für unterschiedliche Temperaturverteilungen im Flanschbereich. Die Unterschiede zwischen den Ergebnissen bei Beheizung des gesamten Flanschbereichs und ausschließlicher Beheizung der Eckbereiche sind vergleichsweise gering. Demnach können die geraden Bereiche unbeheizt bleiben. Diese Erkenntnis stimmt mit Berichten aus der Literatur überein [51].

Wird der gesamte Flanschbereich beheizt, ist der Unterschied zwischen der idealisierten Temperaturverteilung - bei der ausgewählten Bereichen diskrete Temperaturen zugeordnet werden - und der realistischen (siehe Abbildung 4.17a) vernachlässigbar. Daher genügt es in der Tiefziehsimulation dem Flanschbereich die entsprechende diskrete Temperatur zuzuordnen.

Werden jedoch ausschließlich die Eckbereiche beheizt, ergeben sich Unterschiede zwischen den Ergebnissen der idealisierten und der realistischen Temperaturverteilung. In diesem Fall sollte für eine genaue Berechnung die in der thermischen Simulation der Werkzeuge berechnete

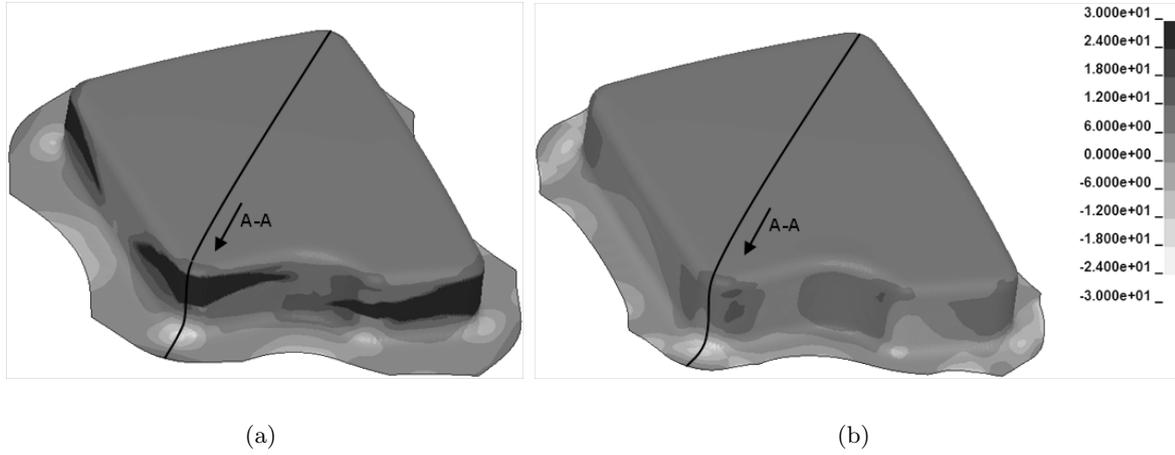


Abbildung 4.22: Simulationsergebnisse für die Ausdünnung in % der Ausgangsblechdicke bei 100 mm Ziehtiefe, (a) RT und (b) 275 °C Flanschttemperatur

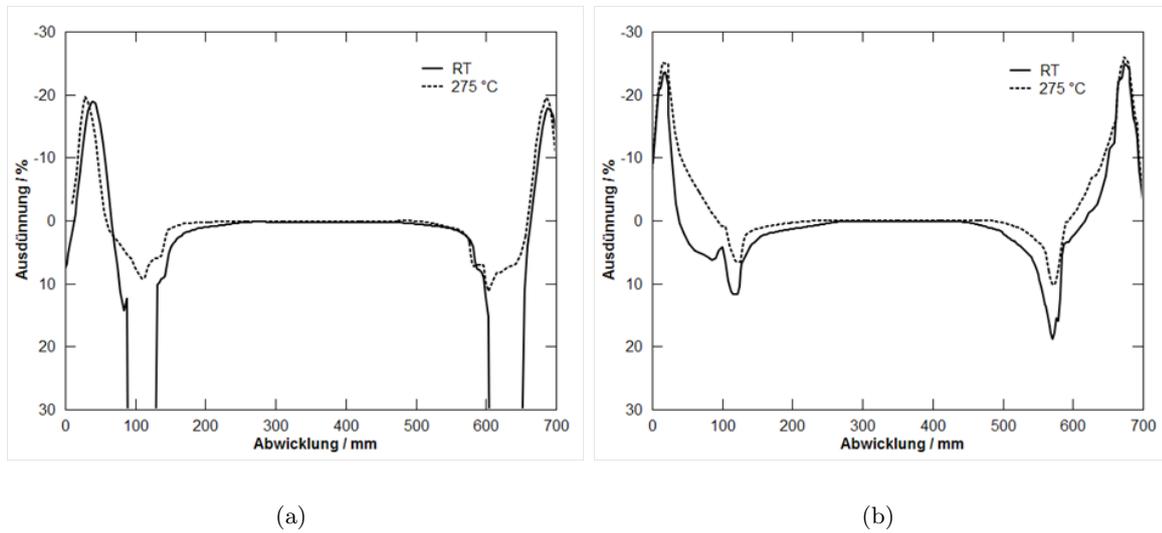


Abbildung 4.23: Simulationsergebnisse für die Ausdünnung in % der Ausgangsblechdicke entlang des Schnitts A-A bei 100 mm Ziehtiefe, (a) $\mu = \mu(T)$ und (b) $\mu = 0.5 \mu(T)$

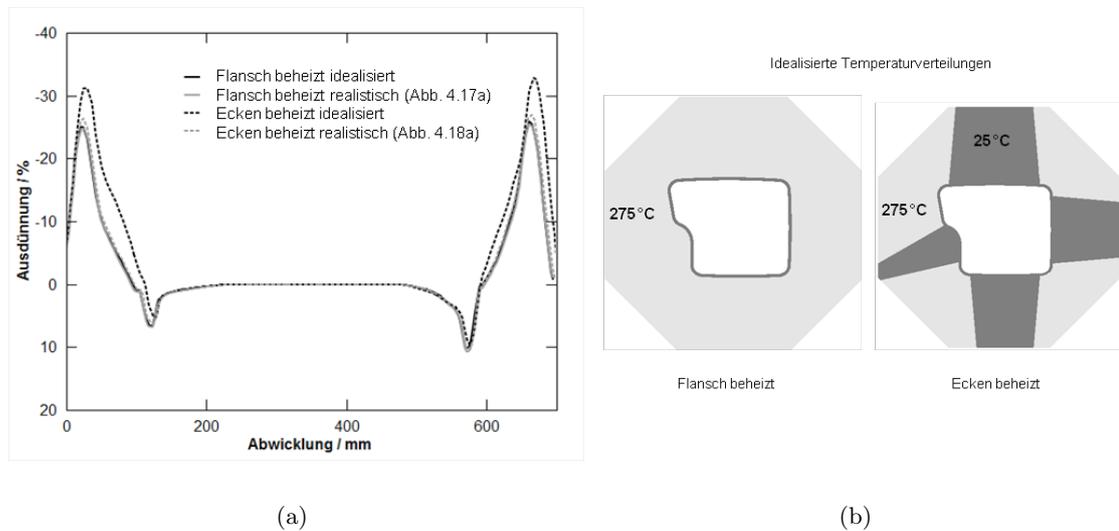


Abbildung 4.24: (a) Simulationsergebnisse für die Ausdünnung in % der Ausgangsblechdicke bei 100 mm Ziehtiefe für unterschiedliche Temperaturverteilungen im Flansch, (b) idealisierte Temperaturverteilungen

Temperaturverteilung (4.18a) in der Tiefziehsimulation berücksichtigt werden.

Bei 150 mm Ziehtiefe liegt die maximale Ausdünnung bei RT auch bei halbierten Reibwerten deutlich über der zulässigen Ausdünnung von 20 % (siehe Abbildung 4.25). Bei RT ist das Bauteil sowie bei 100 mm Ziehtiefe demnach nicht machbar. Bei 275 °C Flanschttemperatur liegt die Ausdünnung sowohl mit den in dieser Arbeit ermittelten als auch mit verringerten Reibwerten unter der definierten Versagensgrenze. Das Bauteil mit 150 mm Ziehtiefe wird bei erhöhten Temperaturen demnach als herstellbar beurteilt.

Aufgrund des großen Einflusses des Reibungskoeffizienten ist die Prognose der maximalen Ziehtiefe nicht eindeutig. Mit den in dieser Arbeit gemessenen Reibwerten zwischen $\mu = 0.2$ und 0.32 ist das Bauteil bei RT lt. Simulation schon bei 50 mm Ziehtiefe nicht versagensfrei tiefziehbar. Hingegen kann das Bauteil bei 275 °C Flanschttemperatur als fertigbar beurteilt werden. Bei 100 mm Ziehtiefe und mehr kann das Bauteil bei RT nicht realisiert werden, bei erhöhten Temperaturen jedoch versagensfrei gezogen werden.

Mit halbierten Reibwerten zwischen $\mu = 0.1$ und 0.15 kann das Bauteil mit 50 mm Ziehtiefe bei RT gezogen werden. Bei 100 mm Ziehtiefe ist das Bauteil bei RT als kritisch einzustufen, bei erhöhten Temperaturen jedoch machbar. Bei 150 mm Ziehtiefe kann das Bauteil bei RT nicht gefertigt werden. Bei 275 °C Flanschttemperatur liegt die maximale Ausdünnung noch deutlich unter der definierten Versagensgrenze, daher besteht lt. Simulation die Möglichkeit noch größere Ziehtiefen zu realisieren. Abschließend sind in Abbildung 4.26 die von der Simulation prognostizierten Werte für die maximale Ausdünnung zusammengefasst.

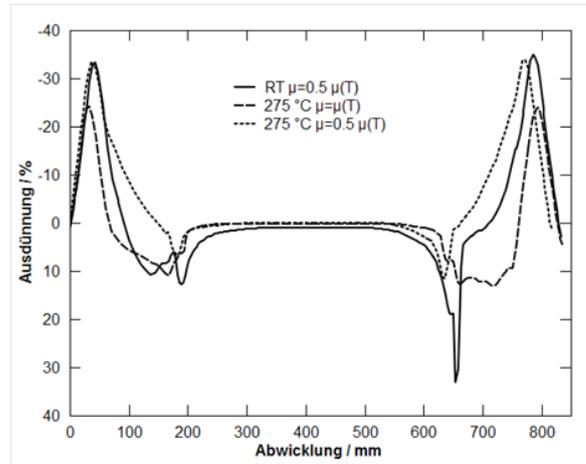


Abbildung 4.25: Simulationsergebnisse für die Ausdünnung in % der Ausgangsblechdicke entlang des Schnitts A-A bei 150 mm Ziehtiefe für RT und 275 °C Flanshtemperatur

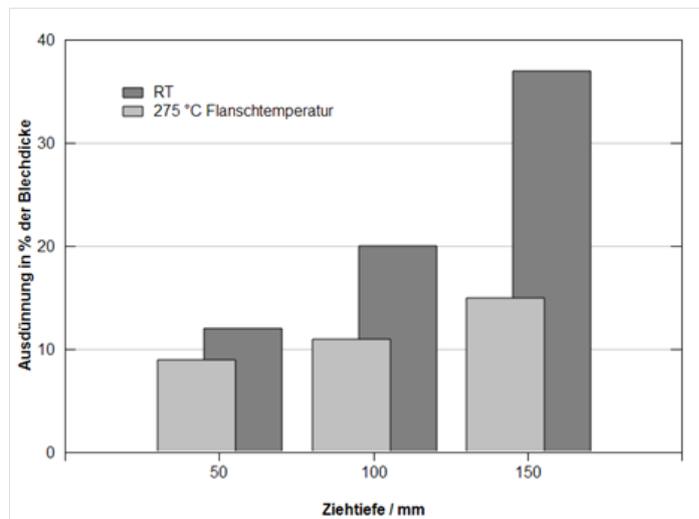


Abbildung 4.26: Simulationsergebnisse für die maximale Ausdünnung abhängig von der Ziehtiefe bei RT und bei 275 °C Flanshtemperatur mit $\mu = 0.5 \mu(T)$

5 Realziehversuche

Nachdem ein Werkzeugkonzept für das Tiefziehen eines Realbauteils entwickelt, mit einer thermischen Simulation abgesichert und die Machbarkeit des entsprechenden Bauteils mittels Tiefziehsimulation beurteilt wurde, wurde das Prototypenwerkzeug gefertigt und Realziehversuche durchgeführt. Das Ziel dieser Versuche war das Potenzial der Halbwarmumformung von Aluminiumblechen im Vergleich zur Kaltumformung anhand eines praxisnahen Bauteils experimentell nachzuweisen. Dabei wurden die maximale Ziehtiefe bei RT und bei erhöhten Temperaturen ermittelt und damit die entsprechenden Simulationsergebnisse (Abschnitt 4.5) validiert.

5.1 Versuchsmethodik

Die Versuche wurden bei der Firma weba Werkzeugbau Betriebs GmbH auf einer einfachwirkenden hydraulischen 350 t Presse der Firma Fritz Müller Esslingen (heute Schuler SMG) durchgeführt. Das Werkzeug ist im eingebauten Zustand in Abbildung 5.1a zu sehen. Im Detail ist das Werkzeug mit Ober- und Unterteil in Abbildung 5.1b dargestellt.

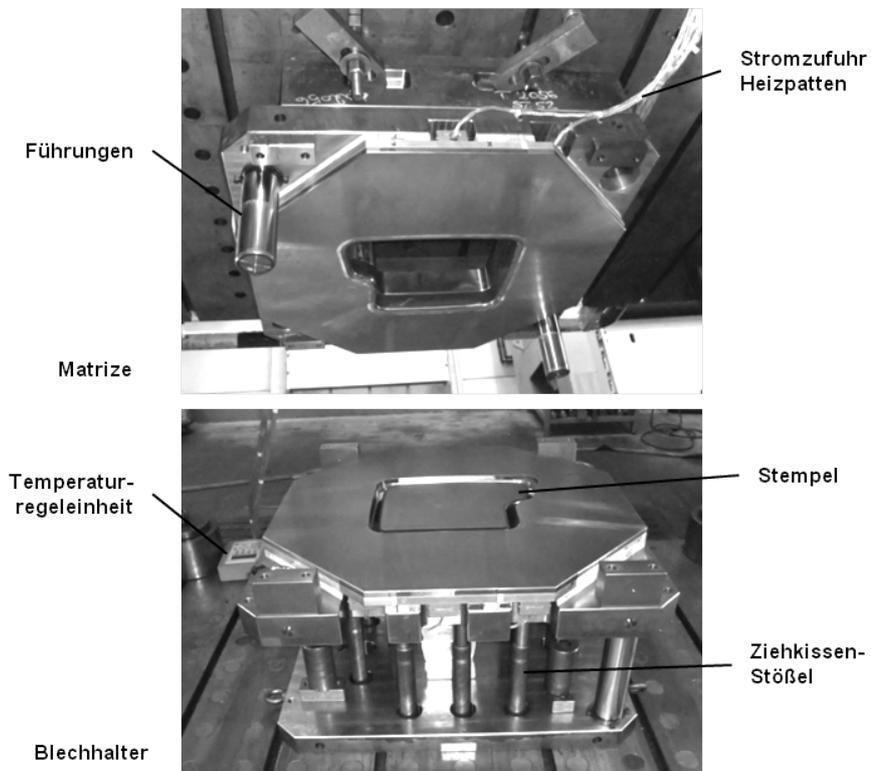
Für die Ermittlung der maximalen Ziehtiefe wurden vier verschiedene Platinenformen (Abbildung 4.19) aus dem untersuchten Blechwerkstoff (Abschnitt 4.1) bereitgestellt. Das Schmiermittel wurde unmittelbar vor dem Tiefziehen mit einer Rolle aufgetragen. Die Positionierung der Platinen erfolgte per Hand mithilfe von Markierungen am Blechhalter. Bei den Versuchen mit beheiztem Werkzeug wurde die Platine vor dem Tiefziehen im geschlossenen Werkzeug bei 1 MPa Blechhalterdruck 5 s erwärmt. Der Blechhalterdruck während des Tiefziehens war in allen Fällen 1 MPa, die Ziehgeschwindigkeit betrug 10 mm/s. Die Ziehtiefe wurde zuerst bei RT und danach bei erhöhten Temperaturen schrittweise um 50 mm gesteigert, bis reproduzierbares Versagen des Blechwerkstoffes durch Reißen beobachtet werden konnte.

5.2 Versuchsergebnisse und Vergleich mit Simulationsergebnissen

Die erste Versuchsreihe wurde mit den Platinen für 50 mm Ziehtiefe bei RT durchgeführt. Die Blechhalterkraft war 80 kN und entsprach einem Blechhalterdruck von 1 MPa. Das Bauteil mit 50 mm Ziehtiefe konnte bei RT ohne Versagen durch Reißen gezogen werden und ist in Abbildung 5.2a dargestellt. Die Blechdickenverteilung entlang des Schnitts A-A ist in Abbildung 5.2b zu sehen. Mit den experimentell ermittelten Reibwerten wird die Ausdünnung in der Simulation überschätzt. Mit halbierten Reibwerten, das entspricht einem Reibwert bei RT von $\mu = 0.16$, können die experimentellen Tiefziehergebnisse gut wiedergegeben werden. Die

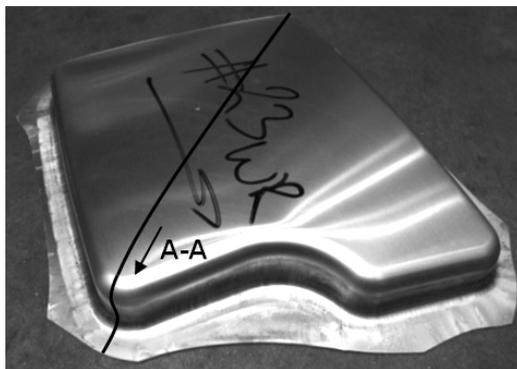


(a)

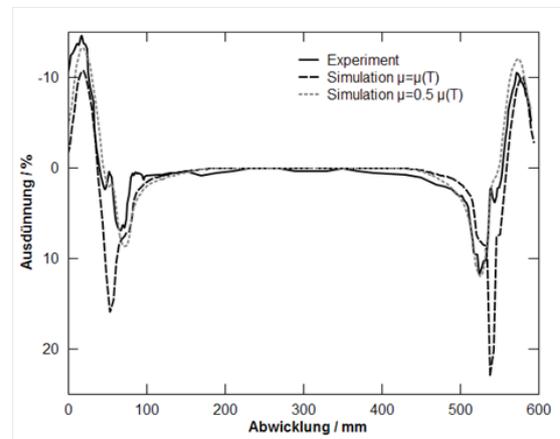


(b)

Abbildung 5.1: (a) Prototypenwerkzeug im eingebauten Zustand, (b) Ober- und Unterteil



(a)



(b)

Abbildung 5.2: (a) Bauteil mit 50 mm Ziehtiefe bei RT gezogen (b) Aussdünnung entlang des Schnitts A-A im Experiment und in der Simulation

Bereiche mit der größten Aussdünnung können prognostiziert werden. Nachdem nachgewiesen wurde, dass das Bauteil bei RT reproduzierbar ohne Versagen gezogen werden konnte, wurde auf Versuche bei erhöhten Temperaturen verzichtet.

Danach wurde mit der dafür vorgesehenen Platine die Ziehtiefe auf 100 mm erhöht. Die Blechhalterkraft war 160 kN und entsprach so wie bei allen Versuchen 1 MPa Blechhalterdruck. Dabei war es bei RT nicht möglich das Bauteil versagensfrei zu ziehen. Versagen trat dabei im Stempelradius mehrerer Ecken der Bauteilgeometrie auf. Auch mit einem speziell für die Kaltumformung geeignetem Schmiermittel (Markenbezeichnung Multidraw KTL N 16 Firma Zeller+Gmelin) konnte das Ziehergebnis nicht wesentlich verbessert werden. Versagen trat dabei nur noch in der Ecke auf, in der die Aussdünnung nach Abbildung 4.23b mit annähernd 20 % am größten ist. Demnach war es auch mit optimierten Prozessbedingungen nicht möglich das Bauteil mit 100 mm Ziehtiefe bei RT versagensfrei zu ziehen.

Im nächsten Schritt wurde der gesamte Flanschbereich der Matrize und des Blechhalters auf 275 °C erwärmt. Die Soll-Temperatur wurde nach 35 min erreicht. Dieser Wert stimmt mit den thermischen Simulationsergebnissen (Abbildungen 4.16 und 4.17) überein.

Danach wurde die Aufheizzeit der Platine experimentell ermittelt. Dazu wurde ein Thermoelement in die Platine integriert und die Aufheizkurve aufgezeichnet (siehe Abbildung 5.3). Nach dem Einlegen steigt die Temperatur der Platine auf 50 °C an. Nachdem das Werkzeug geschlossen und der Blechhalterdruck vollständig aufgebaut wurde dauerte es 6 s bis die Platine die Werkzeugtemperatur erreicht hatte. Dieser Wert stimmt mit dem Simulationsergebnis überein (vgl. auch Abbildung 3.6). Nachdem die Werkzeugtemperatur erreicht war, wurde das Werkzeug geöffnet. Dadurch fiel die Temperatur langsam wieder ab.

In der Simulation wurde die Aufheizzeit im geschlossenen Werkzeug mit dem experimentell gemessenen Wärmeübergangskoeffizienten von 3000 W/m²K ermittelt (siehe Abbildung 4.10).

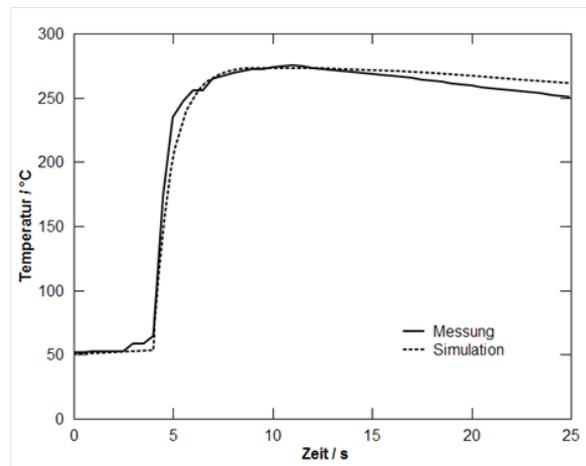


Abbildung 5.3: Experimentell ermittelte Aufheizkurve der Platine im geschlossenen Werkzeug

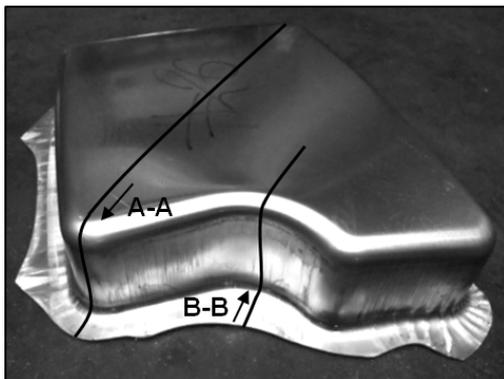
Der Temperaturabfall wurde durch konvektiven Wärmeaustausch mit der Umgebungsluft mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von $5 \text{ W/m}^2\text{K}$ abgebildet.

Bei 275 °C Flanschttemperatur konnten die Bauteile mit 100 mm Ziehtiefe versagensfrei gezogen werden. Das Bauteil sowie die Blechdickenverteilung entlang des Schnitts A-A sind in Abbildung 5.4 dargestellt. So wie bei 50 mm Ziehtiefe kann die Ausdünnung mit den in dieser Arbeit ermittelten Reibwerten in der Simulation nicht gut abgebildet werden. Mit halbierten Reibwerten kann der kritische Bereich mit der größten Ausdünnung quantitativ prognostiziert werden. Diese liegt mit 12% unter der in dieser Arbeit definierten Versagensgrenze von 20% . Nicht gut berechnet werden konnte die Aufdickung in der Zarge im Bereich bis 100 mm Abwicklung (Abbildung 5.4b). Dafür verantwortlich könnte der für den Kontakt mit dem kalten Ziehradius große Reibwert sein. Das auf der Platine anhaftende Schmiermittel wurde zuvor jedoch im Flansch erwärmt und sollte dadurch seine volle Schmierwirkung auch im Kontakt mit dem kalten Ziehradius entfalten. Bei einem geringeren Reibwert im Kontakt mit dem kalten Ziehring kann die Aufdickung in der Zarge besser prognostiziert werden.

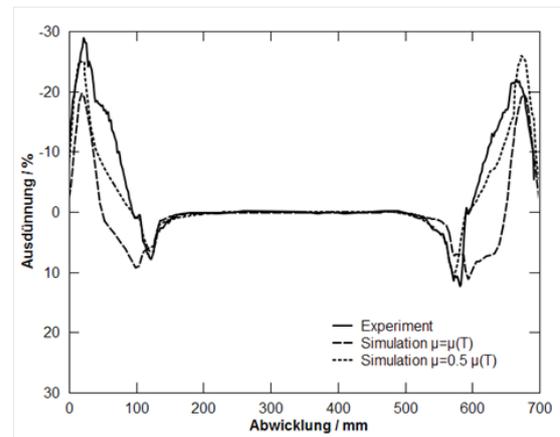
Abbildung 5.5 zeigt die Ausdünnung entlang des Schnitts B-B. Die experimentellen Ergebnisse können auch für diesen Schnitt in der Simulation mit halbierten Reibwerten gut wiedergegeben werden. So wie bei der X-Die Geometrie sind die Unterschiede zwischen HWU und Kaltumformung (Variante 3 und Variante bei RT in Abschnitt 3.4) in diesem negativen Radius gering, bzw. ist die Ausdünnung bei RT sogar geringfügig kleiner. Die lt. X-Die Analyse ideale Variante mit Kühlung des Flanschbereichs im negativen Radius kann mit dem Prototypenwerkzeug nicht realisiert werden. Die erzielbaren Temperaturgradienten im Flanschbereich sind zu gering (siehe Abbildung 4.18b). Um die Temperaturgradienten zu erhöhen müssten einzelne Werkzeugplatten aktiv gekühlt werden.

Von der Simulation nicht prognostiziert werden konnte die ausgeprägte Faltenbildung im engen Radius (Abbildung 5.4a rechts unten). Bei genauerer Betrachtung zeigte sich, dass die Werkzeugoberfläche in diesem Bereich Unebenheiten aufwies die zu einer inhomogenen Druckverteilung und so zu vermehrter Faltenbildung geführt haben. Die Ursache dieser Un-

ebenheiten ist in thermische Dehnungen zu suchen. Zum einen verformen sich die einzelnen Werkzeugkomponenten unter thermische Belastung selbst. Ein weiterer Grund könnten thermisch bedingte Verschiebungen im mittels Schraubverbindungen zusammengehaltenen schichtartigen Aufbau des Werkzeugs sein.



(a)



(b)

Abbildung 5.4: (a) Bauteil mit 100 mm Ziehtiefe bei 275 °C Flanshtemperatur gezogen (b) Ausdünnung entlang des Schnitts A-A im Experiment und in der Simulation

Bei 150 mm Ziehtiefe wurde auf Versuche bei RT verzichtet, da bereits bei 100 mm Ziehtiefe bei RT kein versagenfreies Ziehen der Bauteilgeometrie möglich war. Bei 275 °C Flanshtemperatur konnten vier von fünf positiven Radien gezogen werden (siehe Abbildung 5.6). Im engen Radius bildeten sich sehr ausgeprägte Falten, die sich im Ziehspalt verspannten und dadurch Reißer in der Zarge verursachten. Dieses Versuchsergebnis wurde mit veränderter Einlegeposition erzielt und war nicht reproduzierbar. Aus diesem Grund wurde auf einen Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit Simulationsergebnissen verzichtet. Das Potenzial mithilfe der HWU die Ziehtiefe annähernd zu verdreifachen konnte jedoch gezeigt werden.

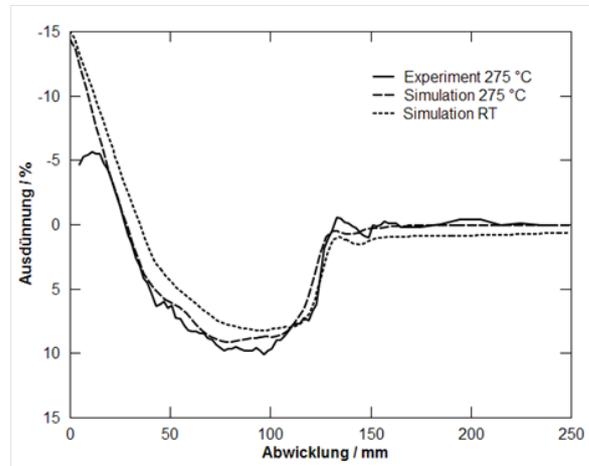
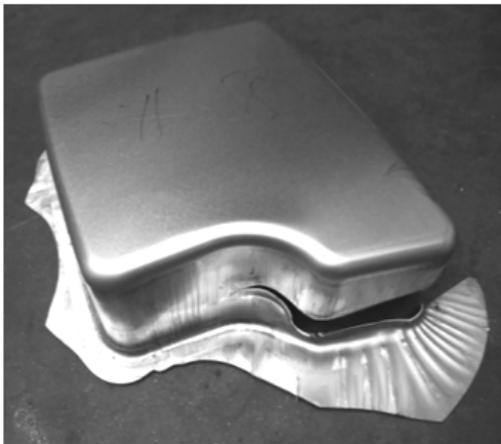
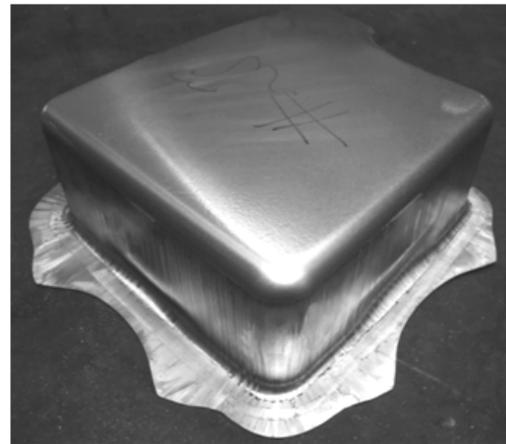


Abbildung 5.5: Ausdünnung entlang des Schnitts B-B im Experiment und in der Simulation mit $\mu = 0.5 \mu(T)$ bei 275 °C und RT



(a)



(b)

Abbildung 5.6: Tiefziehergebnis bei 275 °C Flanshtemperatur und 150 mm Ziehtiefe, (a) Vorderansicht und (b) Hinteransicht

6 Kostenanalyse

In den vorangegangenen Kapiteln wurde gezeigt, dass mithilfe der Halbwarmumformung die Ziehtiefe von praxisnahen Aluminiumblechbauteilen erhöht werden kann. Darauf aufbauend wird in diesem Kapitel der wirtschaftliche Nutzen dieses technologischen Vorteils untersucht. Dazu wurden die Kosten einer konventionellen Fertigung mittels Kaltumformung denen einer Fertigung mittels Halbwarmumformung gegenübergestellt.

Diese Kostenanalyse beruht auf einer tatsächlichen Kalkulation einer Tankfertigung, die von der Firma SAG zur Verfügung gestellt wurde. Die Zahlen dürfen jedoch außerhalb der Firma SAG nicht bekanntgegeben werden. Aus diesem Grund werden die anfallenden Kosten beim konventionellen Tiefziehen und beim Tiefziehen bei erhöhter Temperatur in dieser Arbeit lediglich qualitativ gegenübergestellt.

6.1 Fertigungskosten

Wie bereits in Abbildung 4.11 gezeigt wurde, besteht ein LKW-Tank üblicherweise aus zwei Endkappen und einem Mantel, die mit zwei Umfangsschweißnähten und einer Längsschweißnaht gefügt werden. In den vorangegangenen Abschnitten wurde gezeigt, dass bei einem auf die halbe Größe skalierten Tank die Ziehtiefe auf 150 mm gesteigert und damit, im Vergleich zur Verformung bei RT, annähernd verdreifacht werden kann. Bei LKW-Tanks im Maßstab 1:1 mit einer Seitenlänge von ca. 700 mm könnten demnach Endkappen mit einer Ziehtiefe von 300 mm gefertigt werden. Mit diesen Endkappen könnte ein Tank mit 600 mm Länge realisiert werden (siehe Abbildung 6.1). Der mittels HWU hergestellte Tank hat im Vergleich zu einer konventionellen Konstruktion Vor- und Nachteile, die in den folgenden Absätzen erläutert werden.

Bei der HWU entfällt die Fertigung des Mantels mittels Einrollen. Zusätzlich kann durch den fehlenden Mantel die Längs- und eine Umfangsschweißnaht eingespart werden. In Summe können dadurch eineinhalb Arbeitsstationen mit entsprechenden Maschinen- und Personalkosten eingespart werden. Zudem wird durch die geringere Anzahl an Einzelteilen die Architektur der Fertigungsstraße vereinfacht. Als weiterer Vorteil des mittels Halbwarmumformung hergestellten Tanks ist das von Kunden bevorzugte nahtlose Erscheinungsbild zu nennen.

Durch die zum jetzigen Zeitpunkt kaum vorhandene Erfahrung mit der HWU sind die höheren Kosten für die Entwicklung eines HWU-Bauteils als nachteilig zu nennen. Durch die Heiz-, Kühl- und Isolierungselemente sind außerdem die Werkzeugkosten höher als bei der Kaltumformung. Die Kosten für die Energie zur Beheizung der Werkzeuge müssen bei der Kalkulation eines HWU-Bauteils berücksichtigt werden. Diese sind jedoch vergleichsweise gering.

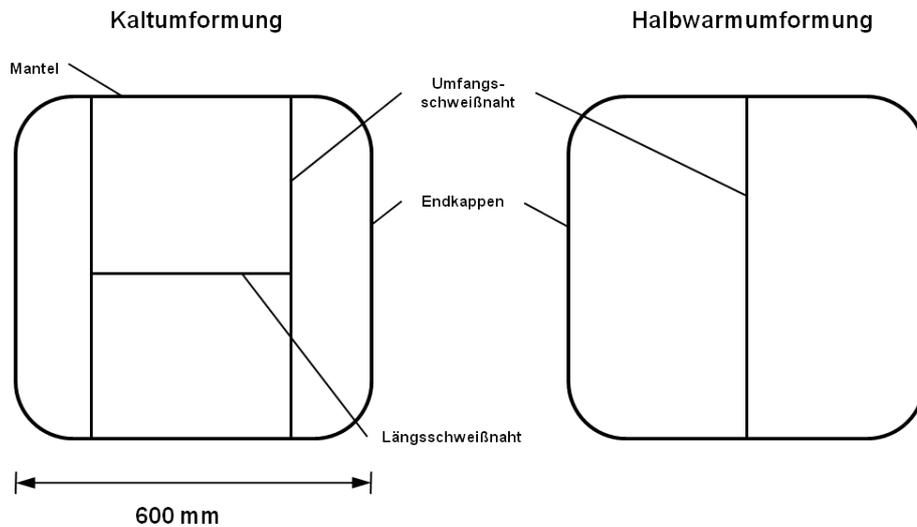


Abbildung 6.1: Vereinfachte Darstellungen eines konventionellen und eines mittels HWU fertigen Nfz-Tank

Im Gegensatz zur Kaltumformung, bei der sich der Einsatz von Trockenschmierstoffen mittlerweile etabliert hat, kommen bei der HWU für die industriellen Anwendung zurzeit ausschließlich flüssige oder Halbtrockenschmierstoffe in Frage. Nach dem Tiefziehen ist es notwendig diese Schmierstoffe in einer Waschanlage zu entfernen. Die Waschanlage bringt im Vergleich zur Kaltumformung mit Trockenschmierstoffen zusätzliche Anlageninvestitionen mit sich und erhöht außerdem die Taktzeit in der Fertigung. Die Handhabung der unmittelbar nach dem Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen heißen Bauteile ist ebenfalls als nachteilig zu nennen. Ein weiterer Nachteil der HWU in diesem Beispiel ist, dass beim konventionellen Konzept die Tanklänge mit denselben Endkappen und lediglich unterschiedlichen Mantelbreiten flexibel gewählt werden kann.

Einen großen Teil der Fertigungskosten machen die Personalkosten aus, die bei der HWU durch die entfallende Arbeitsstation eingespart werden können. Deshalb ergibt sich für dieses Beispiel ein, wenn auch geringer Kostenvorteil für die HWU. Der nur geringe Kostenvorteil ist auch damit zu begründen, dass bei einem Nfz-Tank die Fertigungskosten nur einen verhältnismäßig kleinen Anteil an den Gesamtkosten haben. Der Großteil der Kosten entsteht durch das eingesetzte Rohmaterial, dem Aluminiumblechwerkstoff. Schafft man es demnach mithilfe der HWU den Verschnitt und so den Rohstoffeinsatz zu minimieren, kann ein wesentlicher Kostenvorteil erzielt werden.

6.2 Werkstoffkosten

Anhand des folgenden Beispiels soll gezeigt werden bei welchen Geometrien mithilfe der HWU Werkstoffkosten eingespart werden können. Es handelt sich dabei ebenfalls um eine Tankendkappe. Diese ist jedoch zweiteilig und besteht aus einem Unterteil mit großem Umfang und



Abbildung 6.2: Zweiteilige Tankendkappe, Ober- und Unterteil mit einer Schweißnaht gefügt

kleiner Ziehtiefe und einem Oberteil mit kleinerem Umfang und größerer Ziehtiefe (siehe Abbildung 6.2). Mit dieser komplexen Geometrie versucht man den zur Verfügung stehenden und unter Umständen verwinkelten Bauraum im LKW zu nutzen.

Für die Kaltumformung ist das Grenzziehverhältnis beim Ziehen des Bauteils aus einer Platine zu groß. Deshalb werden Ober- und Unterteil aus zwei kleineren Platinen in zwei Werkzeugen tiefgezogen. Danach werden aus dem Unterteil Löcher gestanzt. Dadurch kann im Gebrauch Kraftstoff vom Ober- in den Unterteil und umgekehrt gelangen. Danach werden Ober- und Unterteil mit einer umlaufenden Schweißnaht gefügt.

Mittels Halbwarmumformung kann das Bauteil aus einer Platine in zwei Ziehstufen gefertigt werden. Dabei wird in der ersten Ziehstufe der Oberteil bei erhöhten Temperaturen und in der zweiten Ziehstufe der Unterteil bei RT tiefgezogen (Abbildung 6.3).

Bei der mithilfe der Halbwarmumformung realisierten einteiligen Variante wird zum einen die umlaufende Schweißnaht eingespart. Des Weiteren entfällt die gestanzte Trennung zwischen Ober- und Unterteil. Dadurch kann der Einsatz an Rohmaterial und damit die Kosten reduziert werden. Zusätzlich wird die Masse des Bauteils geringer. Mithilfe der HWU kann in diesem Fall effizienter Leichtbau betrieben werden.

Zusammenfassung

Dieses Kapitel abschließend kann gesagt werden, dass mithilfe der HWU die Ziehtiefe zwar erhöht, dieser technologische Vorteil aber nur mit bestimmten Geometrien in einen wirtschaftlichen Nutzen umgesetzt werden kann. Die Einsparungen in der Produktion durch das Entfallen von Arbeitsstationen (Schweißen, Einrollen) werden zum Teil durch die bei der HWU notwendigen Nachbehandlungen (Waschanlage) kompensiert. Wesentliche Einsparungen können dann erzielt werden, wenn mithilfe der HWU die Werkstoffkosten und dadurch das Bauteilgewicht reduziert werden kann. Abschließend sind in Tabelle 6.1 die Vor- und Nachteile der Fertigung mittels HWU der Fertigung mittels Kaltumformung gegenübergestellt.

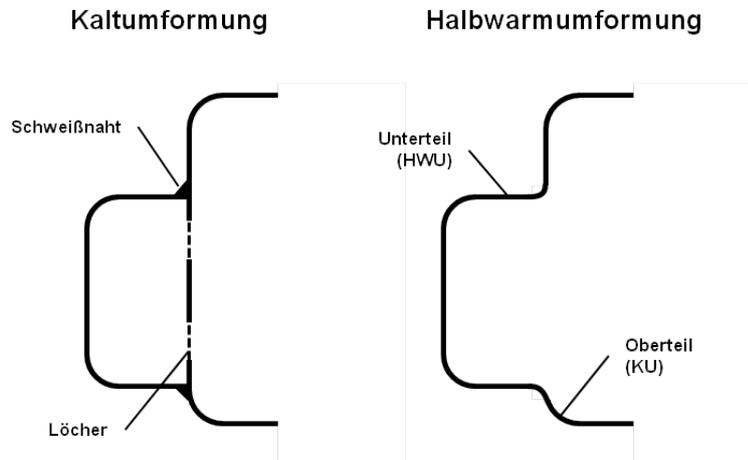


Abbildung 6.3: Querschnitt der zweiteiligen und mithilfe der HWU einteilig realisierten Tankendkappe

Tabelle 6.1: Fertigung mittels konventioneller Kaltumformung und mittels HWU: Vergleich der Kostenvor- und Nachteile

Kaltumformung	Halbwarmumformung
+ Trockenschmiermittel	+ höhere mögliche Ziehtiefe
+ Taktzeit	+ weniger Einzelteile
+ Handhabung der Bauteile in der Fertigung	+ weniger Arbeitsstationen
	+ geringerer Materialeinsatz
	+ Leichtbaupotenzial
	+ nahtloses Erscheinungsbild
- mehr Fügeoperationen	- Werkzeugkosten
- Personalkosten	- Waschanlage
- Maschinenkosten	- Entwicklungskosten

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Tiefziehbarkeit von Aluminiumblechen kann durch eine Temperaturerhöhung im Flanschbereich wesentlich verbessert werden. Wird dabei zusätzlich noch der Ziehring vom Flanschbereich thermisch entkoppelt bzw. aktiv gekühlt, kann die erzielbare Ziehtiefe noch weiter gesteigert werden. Diese Erkenntnis gilt jedoch nur für napfähnliche Geometrien mit ausschließlich positiven Radien. In ausgeprägten negativen Radien, wie sie z.B. bei der Cross-Die Geometrie vorzufinden sind, kann durch eine Temperaturerhöhung in diesen Bereichen keine wesentliche Verbesserung der Formgebungsmöglichkeiten erreicht werden.

Der Schwerpunkt dieser Arbeit lag auf der Simulation des Tiefziehens bei erhöhten Temperaturen mit dem kommerziellen FE-Solver LS-Dyna. Es wurde gezeigt, dass die Blechdickenverteilung eines halbwarmumgeformten realen Tiefziehbauteils mit dem erarbeiteten Simulationsmodell prognostiziert werden kann. Voraussetzung dafür ist die genaue experimentelle Ermittlung und Beschreibung des temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens des Aluminiumblechwerkstoffes. Für die verwendete Schmiermittel-Blechwerkstoff-Werkzeugwerkstoff Kombination müssen zudem der Reibungskoeffizient und der Wärmeübergangskoeffizient ermittelt werden. Vor allem der Reibungskoeffizient hat einen großen Einfluss auf das Simulationsergebnis. Entsprechend genau sollten dessen temperaturabhängigen Eigenschaften experimentell untersucht und modelliert werden.

Die Verfahrensgrenze bzgl. Temperatur wurde für die HWU in der Literatur mit der Rekristallisation des verformten Gefüges bei ca. 300 °C festgelegt. Die in dieser Arbeit durchgeführten grundlegenden Untersuchungen mit der Aluminiumlegierung EN AW 5754-O konnten diese Annahme nicht bestätigen. Bei der mikroskopischen Analyse von verformten Werkstoffproben konnten auch bei einer Verformungstemperatur von 400 °C rekristallisierte Körner nicht eindeutig nachgewiesen werden. Aufgrund dieser Ergebnisse kann das Prozessfenster bzgl. der Temperatur auf bis zu 400 °C erweitert werden.

Ein thermisch entkoppelter bzw. aktiv gekühlter Ziehring wurde nach Wissen des Autors in der Literatur bisher nur bei axialsymmetrischen Bauteilen realisiert. Das in dieser Arbeit vorgestellte Prototypenwerkzeug für das Tiefziehen einer komplexen LKW-Tankendkappe zeigt, dass dieses Konzept auch bei größeren und praxisrelevanten Bauteilen in die Realität umgesetzt werden kann. Mit diesem Werkzeugkonzept konnte die Ziehtiefe des untersuchten Bauteils im Vergleich zur konventionellen Kaltumformung wesentlich erhöht werden. Zu Problemen führte die Wärmeausdehnung der einzelnen Komponenten des Tiefziehwerkzeugs. Diesem Aspekt sollte in zukünftigen Entwicklungen vor allem hinsichtlich geeigneter Einarbeitungsstrategien eines HWU-Werkzeugs besondere Aufmerksamkeit geschenkt werden.

Mithilfe der HWU können Bauteile aus Aluminiumblech realisiert werden, die bei RT nur mit aufwendigen Schweißkonstruktionen bzw. mit besser umformbaren jedoch schwereren Stahlblechen fertigbar sind. Das Tiefziehen im Temperaturbereich der HWU kann wirtschaftlich vor allem dann sinnvoll eingesetzt werden, wenn durch die mögliche Erhöhung der Ziehtiefe der Einsatz von Rohmaterial reduziert werden kann. Wenn im Zuge dessen auch das Bauteilgewicht verringert wird, kann mittels HWU effizienter Leichtbau realisiert werden.

Das Leichtbaupotenzial der HWU wurde in dieser Arbeit aufgezeigt. Angesichts des Bestrebens die Masse von Kraftfahrzeugen und damit deren CO₂-Ausstoß in Zukunft deutlich zu reduzieren, wird die Forschungstätigkeit auf diesem Gebiet noch intensiviert werden. Als besondere Herausforderungen sind mehrstufige Umformverfahren mit Temperaturunterstützung zu nennen. Dabei gilt es Kaltumformung, Halbwarmumformung und zwischengeschaltete Wärmebehandlungen in optimierten Prozessstrategien so zu kombinieren, dass die Verformbarkeit von Aluminiumblechen weiter ausgereizt werden kann. Neben den Legierungen der 5xxx-Serie werden dabei auch aushärtbare Legierungen der 6xxx- und der 7xxx-Serie zum Einsatz kommen. Um solche Prozesse auslegen zu können, ist der Einsatz von Simulationen zur Modellierung der Umform- und Wärmebehandlungsverfahren unumgänglich.

Literaturverzeichnis

- [1] DIN 8584-1:2003-09 Fertigungsverfahren Zugdruckumformen - Teil 1: Allgemeines; Einordnung, Unterteilung, Begriffe.
- [2] DIN EN 10002-1:2001-12 Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur Deutsche Fassung EN 10002-1:2001.
- [3] DIN EN 10002-5:1992-02 Metallische Werkstoffe; Zugversuch; Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur Deutsche Fassung EN 10002-5:1991.
- [4] N. Abedrabbo, F. Pourboghrat, and J. Carsley. Forming of aluminum alloys at elevated temperatures – Part 1: material characterization. *International Journal of Plasticity*, 22:314–341, 2006.
- [5] N. Abedrabbo, F. Pourboghrat, and J. Carsley. Forming of aluminum alloys at elevated temperatures – Part 2: Numerical modeling and experimental verification. *International Journal of Plasticity*, 22:342–373, 2006.
- [6] N. Abedrabbo, F. Pourboghrat, and J. Carsley. Forming of AA5182-O and AA5754-O at elevated temperatures using coupled thermo-mechanical finite element models. *International Journal of Plasticity*, 23:841–875, 2007.
- [7] A. Agrawal, N. Venkata Reddy, and P.M. Dixit. Determination of optimum process parameters for wrinkle free products in deep drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 191:51–54, 2007.
- [8] T. Altan. Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts part I. *Stamping Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, December 2006:40–41, 2006.
- [9] T. Altan. Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts part II. *Stamping Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, January 2007:14–15, 2007.
- [10] T. Altan. Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts part III. *Stamping Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, February 2007:10–11, 2007.
- [11] A. Andersson, P. Thilderkvist, and M. Liljengren. Experimental evaluation of strains in the tension–compression using a new tool geometry, X-Die. *Journal of Materials Processing Technology*, 200:111, 2008.

- [12] R.A. Ayres and M.L. Wenner. Strain and strain-rate hardening effects in punch stretching of 5182-0 aluminum at elevated temperatures. *Metallurgical Transactions A*, 10A:41–46, 1979.
- [13] R. Bagheriasl, K. Ghavam, and M. Worswick. Formability improvement with independent die and punch temperature control. In Ralf Kolleck, editor, *Iddrg 2010 Conference Proceedings*, pages 363–372, Graz, 31.5.-2.6. 2010.
- [14] R. Bagheriasl, M. Worswick, J. Mckinley, and H. Simha. An effective warm forming process; numerical and experimental study. *International Journal of Material Forming*, 3 Supplement 1:219–222, 2010.
- [15] H.-J. Bargel and G. Schulze. *Werkstoffkunde*. VDI-Verlag GmbH Düsseldorf, 1983.
- [16] P.S. Bate, N. Ridley, B. Zhang, and S. Dover. Optimisation of the superplastic forming of aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 177:91–94, 2006.
- [17] G. Bergman and M. Oldenburg. A finite element model for thermomechanical analysis of sheet metal forming. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 59:1167–1186, 2004.
- [18] P.J. Bolt, N.A.P.M. Lamboo, and P.J.C.M. Rozier. Feasibility of warm drawing of aluminium products. *Journal of Materials Processing Technology*, 115:118–121, 2001.
- [19] P.J. Bolt, R.J. Werkhoven, and A.H. van den Boogaard. Warm deep drawing of aluminium sheet. In *Shemet 2003 Conference Proceedings*, 2003.
- [20] H.-H. Braess and U. Seiffert. *Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik 5.Auflage*. Friedr. Vieweg & Sohn Verlag — GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2007.
- [21] B. Carleer. *Finite Element Analysis of Deep Drawing*. PhD thesis, University of Twente, 1997.
- [22] G. Cerbe and H.-J. Hoffmann. *Einführung in die Thermodynamik 12. Auflage*. Carl Hanser Verlag München Wien, 1999.
- [23] P. Chen, Z. Lin, G. Chen, and K. Muammer. Parametric analysis of warm forming of aluminum blanks with FEA and DOE. *Transactions for Nonferrous Metals Society of China*, 16:267–273, 2006.
- [24] M. David Hanna. Tribological evaluation of aluminum and magnesium sheet forming at high temperatures. *Wear*, 267:1046–1050, 2009.
- [25] J.P. de Magalhaes Correia and G. Ferron. Wrinkling of anisotropic metal sheets under deep-drawing: analytical and numerical study. *Journal of Materials Processing Technology*, 155-156:1604–1610, 2004.

- [26] F.J. Dirks and A.A. Hegazy. Fließlinien unter ein- und mehrachsiger Beanspruchung, insbesondere bei Aluminiumwerkstoffen. *Der Konstrukteur*, 3:52–57, 1975.
- [27] E. Doege and B.-A. Behrens. *Handbuch Umformtechnik*. Springer Berlin Heidelberg New York, 2006.
- [28] H. Dörr. *Halbwarm-Innenhochdruck-Umformung von Leichtmetallrohren*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2006.
- [29] C. Fieberg and R. Kneer. Determination of thermal contact resistance from transient temperature measurements. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 51:1017–1023, 2008.
- [30] D. Finch, S. Wilson, and J. Dorn. Deep drawing of aluminium alloys at elevated temperatures, part-I: Deep drawing cylindrical cups. *Transactions ASM*, 36:254–289, 1946.
- [31] K.H. Füller. Werkstoffleichtbau im Rohbau - Herausforderung für die Umformtechnik. In Mathias Liewald, Hrsg., *Neuere Entwicklungen in der Blechumformung*, pages 157–172, Fellbach bei Stuttgart, 4.-5.5. 2010.
- [32] P. Groche, R. Huber, J. Dörr, and D. Schmoeckel. Hydromechanical deep-drawing of aluminium-alloys at elevated temperatures. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 51:215–218, 2002.
- [33] P. Groche and C. Kloepsch. Sheet metal forming processes at elevated temperatures. *Journal of Advanced Manufacturing Systems*, 7:307–311, 2008.
- [34] P. Groche and G. Nitzsche. Temperatureinfluss auf den Adhäsionsverschleiß beim Umformen von Aluminiumblechen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 35 Issue 7:461–466, 2004.
- [35] P. Groche and G. Nitzsche. Influence of temperature on the initiation of adhesive wear with respect to deep drawing of aluminum-alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 191:314–316, 2007.
- [36] G. Guiglionda, A. Borbely, and J.H. Driver. Orientation-dependent stored energies in hot deformed Al-2.5%Mg and their influence on recrystallization. *Acta Materialia*, 52:3413–3423, 2004.
- [37] E. T. Harpell, M. J. Worswick, M. Finn, M. Jain, and P. Martin. Numerical prediction of the limiting draw ratio for aluminum alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 100:131–141, 2000.
- [38] J. Hecht. *Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirkmedienbasierte Doppelblech-Umformung von Magnesiumlegierungen*. Dissertation, Technische Fakultät Friedrich -Alexander-Universität Erlangen Nürnberg, 2007.

- [39] C. Heller. *Umformen von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen*. Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt, 1992.
- [40] H. Hoffmann and C. Vogl. Determination of true stress-strain-curves and normal anisotropy in tensile tests with optical strain measurement. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 52, Issue 1:217–220, 2003.
- [41] M. Hogg and K. Roll. Locally heat-treated blanks - an approach to improve the process of sheet metal forming. In *IDDRG 2004 Conference Proceedings*, Sindelfingen, 25.5. 2004.
- [42] P. Hora, M. Merklein, L. Tong, and J. Lechler. Numerical and experimental evaluation of thermal dependent FLC (FLC-T). In Miklos Tisza, editor, *Iddrg 2007 Conference Proceedings*, pages 23–30, Győr (Hungary), 21.-23.5. 2007.
- [43] R. Huber. *Hydromechanisches Tiefziehen von Aluminium-Blechen mit thermischer Unterstützung*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2003.
- [44] M. Kawkaa, L. Olejnikb, A. Rosochowskic, H. Sunagad, and A. Makinouchi. Simulation of wrinkling in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 109:283–289, 2001.
- [45] S. Kaya, G. Spampinato, and T. Altan. An experimental study on nonisothermal deep drawing process using aluminum and magnesium alloys. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 130:061001–1 –061001–11, 2008.
- [46] R. Kelsch. Neue Entwicklungen bei der Umformung von wärmebehandelten Aluminiumblechen. In Mathias Liewald, Hrsg., *Neuere Entwicklungen in der Blechumformung*, pages 293–304, Fellbach bei Stuttgart, 4.-5.5. 2010.
- [47] Y.T. Keum and B.Y. Ghoo. 3-dimensional finite element analysis of non-isothermal forming processes for non-ferrous sheets. In *Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications*, 2001.
- [48] Y.T. Keum and B.Y. Han. Springback of FCC sheet in warm forming. *Journal of Ceramic Processing Research*, 3:159–165, 2002.
- [49] H.S. Kim. A combined FEA and design of experiments approach for the design and analysis of warm forming of aluminum sheet alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 51, 2010.
- [50] H.S. Kim and M. Koc. Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in warm forming conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 204:370–383, 2008.
- [51] H.S. Kim, M. Koc, and J. Ni. Determination of proper temperature distribution for warm forming of aluminum sheet materials. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 128:622–633, 2006.

- [52] H.S. Kim, M. Koc, and J. Ni. Finite element modeling and analysis of warm forming of aluminum alloys—validation through comparisons with experiments and determination of a failure criterion. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 128:613–621, 2006.
- [53] M. Kleiner, M. Geiger, and A. Klaus. Manufacturing of lightweight components by metal forming. *Cirp Annals - Manufacturing Technology*, 52:521–542, 2003.
- [54] R. Kossak. Aluminium bei Novelis. In *10. Tagung Dünoblechverarbeitung - Neues aus der Serienfertigung*, 2004.
- [55] S. Kurukuri. *Simulation of Thermally Assisted Forming of Aluminum Sheet*. PhD thesis, University Twente, 2010.
- [56] S. Kurukuri, A.H. van den Boogaard, A. Miroux, and B. Holmedal. Warm forming simulation of Al–Mg sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 209:5636–5645, 2009.
- [57] K. Lange. *Umformtechnik Grundlagen 2. Auflage*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2002.
- [58] D. Li and A. Ghosh. Tensile deformation behavior of aluminum alloys at warm forming temperatures. *Materials Science and Engineering*, A352:279–286, 2003.
- [59] D. Li and A.K. Ghosh. Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 145:281–293, 2004.
- [60] J. Lienhard IV and Lienhard V J. *A Heat Transfer Textbook Third Edition*. Phlogiston Press Cambridge Massachusetts, 2008.
- [61] X. Liu, M. Liewald, and D. Becker. Effects of rolling direction and lubricant on friction in sheet metal forming. *Journal of Tribology*, 131:042101–1 – 042101–8, 2009.
- [62] D. Lorenz. Practical guidelines for hot stamping simulations with ls-dyna. In *Schulungsunterlagen zum Dynamore Infotag Warmumformung*. Dynamore GmbH, Nov 11 2009.
- [63] D. Lorenz and A. Haufe. Recent advances and new developments in hot forming with ls-dyna. In *7. LS-Dyna Anwenderforum Konferenzbeiträge*, pages C–2–21 – C–2–30, Bamberg (Germany), 2008. Dynamore GmbH.
- [64] LSTC. *LS-DYNA Keyword User’s Manual Volume I June 2009 Version 971/Release 4 Beta*. Livermore Software Technology Corporation (LSTC), 2009.
- [65] S. Mahabunphachai and M. Koc. Investigations on forming of aluminum 5052 and 6061 sheet alloys at warm temperatures. *Materials and Design*, 31:2422–2434, 2010.

- [66] Z. Marciniak, J.L. Duncan, and S.J. Hu. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth-Heinemann, 2002.
- [67] J. Mckinley, N. Abedrabbo, M. Worswick, and Kozdras M. Effect of independent die and punch temperature control on the formability of 3003 aluminium alloy in warm deep drawing. In Pavel Hora, editor, *Numisheet 2008 Proceedings of the 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes*, pages 581–586, Interlaken (Switzerland), 1.-5.9. 2008.
- [68] M. Meiler, M. Pfestorf, M. Geiger, and M. Merklein. The use of dry film lubricants in aluminum sheet metal forming. *Wear*, 255:1455–1462, 2003.
- [69] M. Merklein and J. Lechler. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 177:452–455, 2006.
- [70] M. Merklein and J. Lechler. Determination of material and process characteristics for hot stamping processes of quenchenable ultra high strength steels with respect to a fe-based process design. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 1:411–426, 2009.
- [71] M. Merklein and M. Wieland. Beschichtungssysteme auf AlCrN-Basis für das Presshärten - thermische Kennwertermittlung für Werkzeug und Werkstoff. In M. Merklein and J. Lechler, Hrsg., *Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009*, pages 217–234, Erlangen, 11.11. 2009.
- [72] W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, and A. Vieregge. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering A*, A280:37–49, 2000.
- [73] S. Mitsche, P. Poelt, and C. Sommitsch. Recrystallization behaviour of the nickel-based alloy 80 A during hot forming. *Journal of Microscopy*, 227 Pt 3:267–274, 2007.
- [74] B. Mülders. *Modellierung der Verfestigung technischer Aluminiumlegierungen*. Dissertation, RWTH Aachen, 2001.
- [75] T. Naka, Y. Nakayama, T. Uemori, R. Hino, and F. Yoshida. Effects of temperature on yield locus for 5083 aluminum alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 140:194–499, 2003.
- [76] T. Naka, G. Torkai, R. Hino, and F. Yoshida. The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminum–magnesium alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 113:648–653, 2001.
- [77] T. Naka and F. Yoshida. Deep drawability of type 5083 aluminium-magnesium alloy sheet under various conditions of temperature and forming speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 89-90:19–23, 1999.

- [78] R. Neugebauer, T. Altan, M. Geiger, M. Kleiner, and A. Sterzing. Sheet metal forming at elevated temperatures. *Annals of the CIRP*, 55:793–816, 2006.
- [79] S. Novotny, M. Celeghini, and M. Geiger. Measurement of material properties of aluminium sheet alloys at elevated temperatures. In B. et al. Shirvani, editor, *Proceedings of the 8th International Conference on Sheet Metal SheMet 2000*, pages S. 363–370, Birmingham, 17.-19.4. 2000.
- [80] L. Olovsson, K. Simonsson, and M. Unosson. Selective mass scaling for explicit finite element analyses. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 63:1436–1445, 2005.
- [81] F. Ostermann. *Anwendungstechnologie Aluminium 2.Auflage*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [82] F. Ozturk, S. Toros, S. Kilic, and M.H. Bas. Effects of cold and warm temperatures on springback of aluminium–magnesium alloy 5083-H111. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 223 Number 4:427–431, 2009.
- [83] G. Palumbo and L. Tricarico. Numerical and experimental investigations on the warm deep drawing process of circular aluminum alloy specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 184:115–123, 2007.
- [84] G. Palumbo and L. Tricarico. The design of a formability test in warm conditions for an AZ31 magnesium alloy avoiding friction and strain rate effects. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 48:1535–1545, 2008.
- [85] R.C. Picu, G. Vincze, F. Ozturk, J.J. Gracio, F. Barlat, and A.M. Maniatty. Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O. *Materials Science and Engineering*, A 390:334–343, 2005.
- [86] J. Reissner. *Umformtechnik multimedial*. Carl Hanser Verlag München Wien, 2009.
- [87] M. Rosochowska, K. Chodnikiewicz, and R. Balendra. A new method of measuring thermal contact conductance. *Journal of Materials Processing Technology*, 145:207–214, 2004.
- [88] D. Schmoeckel. EFB-Forschungsbericht Nr. 55 Temperaturgeführte Prozesssteuerung beim Umformen von Aluminiumblechen. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., 1994.
- [89] D. Schmoeckel and C. Heller. EFB-Forschungsbericht Nr. 34 Umformen von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V., 1988.

- [90] W. Seidel, F. Hahn, and B. Thoden. *Werkstofftechnik*. Carl Hanser Verlag München Wien, 2007.
- [91] A. Shapiro. Using ls-dyna for hot stamping. In *7. European LS-Dyna Conference Proceedings*, 2009.
- [92] A. Shapiro and D. Lorenz. *Schulungsunterlagen zum Seminar: Thermische und thermisch-mechanisch gekoppelte Simulation in LS-Dyna*. Dynamore GmbH Stuttgart, 2009.
- [93] F. Shehata, M.J. Painter, and Pearce R. Warm forming of aluminium/magnesium alloy sheet. *Journal of Mechanical Working Technology*, 2:279–290, 1978.
- [94] P. Sherstnev, S. Mitsche, C. Sommitsch, C. Melzer, M. Hacksteiner, and T. Ebner. Modellierung der Rekristallisationskinetik während der Warmumformung der Aluminiumlegierung 5083. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 153 Number 11:439–442, 2008.
- [95] A. Smeyers, JP. Baekelandt, J. van Rijkom, R. van de Moesdijk, H. Werk, D. Schildermans, and L. Janssen. Running developments concerning aluminium fuel tanks for passenger cars. In *Beiträge zur Tagung Tank Tech*, Fürstfeldbruck, 20.-21.11. 2003.
- [96] H.-P. Stüwe. *Einführung in die Werkstoffkunde*. B.I. Wissenschaftsverlag Mannheim Wien Zürich, 1978.
- [97] A.M. Szacinski and P.F. Thomson. Wrinkling behavior of aluminium sheet during forming at elevated temperature. *Materials Science and Technology*, 7:37–41, 1991.
- [98] H. Takuda, K. Mori, I. Masuda, Y. Abe, and M. Matsuo. Finite element simulation of warm deep drawing of aluminium alloy sheet when accounting for heat conduction. *Journal of Materials Processing Technology*, 120:412–418, 2002.
- [99] E.M. Taleff, G.A. Henshall, D.R. Lesuer, and T.G. Nieh. Warm formability of aluminum-magnesium alloys. In *Proceedings of the Fourth International Conference on Aluminum Alloys*, Atlanta, GA, Sept 11-16 1994.
- [100] P.A. Tebbe and G.T. Kridli. Warm forming of aluminium alloys: an overview and future directions. *International Journal of Materials and Product Technology*, 21:24–40, 2004.
- [101] S. Toros, F. Ozturk, and I. Kacar. Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 207:1–12, 2008.
- [102] N. Triantafyllidis and A. Needleman. An analysis of wrinkling in the swift cup test. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 102:241–248, 1980.
- [103] J. Uhlir, M. Slamova, and P. Homola. Study of the recrystallization of AW-5049 and AW-5754 twin-roll cast alloys by EBSD. *International Journal of Materials Research*, 6:875–879, 2009.

- [104] A.H. van den Boogaard. *Thermally enhanced forming of aluminium sheet*. PhD thesis, Universiteit Twente, 2002.
- [105] A.H. van den Boogaard, P.J. Bolt, and Werkhoven R.J. Aluminum sheet forming at elevated temperatures. In Ken ichiro Mori, editor, *Proceedings of the 7th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes - Numiform 2001 Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications*, pages 819–824, Toyohashi (Japan), June 18-20 2001.
- [106] A.H. van den Boogaard and J. Huetink. Simulation of aluminium sheet forming at elevated temperatures. *Computer Methods in applied mechanics and engineering*, 195:6691–6709, 2006.
- [107] H. Vegter, P. Drent, and J. Huetink. A planar isotropic yield criterion based on mechanical testing at multi-axial stress states. In S.-F. Shen and P. R. Dawson, editors, *Simulation of Materials Processing: Theory, Methods, and Applications: Proceedings: International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes - Numiform '95*, pages 345–350, Ithaca, New York, June 18-21 1995. Cornell University, Balkema, Rotterdam.
- [108] J. Winklhofer, G. Trattnig, C. Lind, C. Sommitsch, and H. Feuerhuber. Process simulation of aluminium sheet metal deep drawing at elevated temperatures. In F. Barlat, Y.H. Moon, and M.G. Lee, editors, *NUMIFORM 2010 Proceedings of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*, pages 927–934, Pohang (Republic of Korea), 13.-17.6. 2010.
- [109] J. Winklhofer, G. Trattnig, C. Lind, C. Sommitsch, and H. Feuerhuber. Simulation based process optimization of aluminium sheet metal deep drawing at elevated temperatures. In Ralf Kolleck, editor, *Iddrg 2010 Conference Proceedings*, pages 789–798, Graz, 31.5.-2.6. 2010.
- [110] J. Winklhofer, G. Trattnig, H. Schluder, and B. Fellner. Effiziente Materialdatenermittlung für die Fahrzeug-Crashsimulation. In *VDI-Berichte 2031 Simvec Berechnung und Simulation im Fahrzeugbau*, pages 891–907, Baden-Baden, 26.-27.11. 2008.
- [111] H-Y. Wu, C-H. Chiu, J-Y. Wang, and L. Shyong. Effect of lubrication on deformation characteristics of a superplastic 5083 Al alloy during bi-axial deformation. *Materials Science and Engineering A*, 427:268–273, 2006.
- [112] J. Yanigamoto and K. Oyamada. Springback-free isothermal forming of high-strength steel sheets and aluminum alloy sheets under warm and hot forming conditions. *ISIJ International*, 46 No. 9:1324–1328, 2006.