

**Untersuchungen zum Umformen von Feinblechen aus
Magnesiumknetlegierungen**

Vom Fachbereich Maschinenbau
der Universität Hannover
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte
Dissertation
von

Dipl.-Ing. Klaus Georg Dröder
geboren am 16.03.1968
in Korbach

1999

1. Referent: Prof. Dr.-Ing. E. Doege
2. Referent: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. H. Haferkamp
Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. D. Stegemann

Tag der Promotion: 09. Dezember 1999

© Klaus Dröder, 1999

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Fotokopie, Mikrokopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen, im Internet und das der Übersetzung, vorbehalten.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

Inhaltsangabe

Dröder, Klaus Georg

Untersuchungen zum Umformen von Feiblechen aus Magnesiumknetlegierungen

Aufgrund steigender Umweltauflagen sowie der Verknappung fossiler Energieträger ist insbesondere die Automobilindustrie gefordert, den Kraftstoffverbrauch der Fahrzeuge weiter zu senken. Vor diesem Hintergrund wurden in den letzten Jahren vermehrt moderne Leichtbauwerkstoffe, wie z.B. Magnesiumlegierungen im Fahrzeugbau eingesetzt.

Bauteile aus Magnesiumlegierungen werden heute größtenteils gießtechnisch hergestellt. Aufgrund der vorteilhaften mechanisch-technologischen Eigenschaften umformtechnisch hergestellter Bauteile herrscht jedoch ein zunehmendes Interesse an den Verarbeitungsmöglichkeiten von Magnesiumknetlegierungen durch massiv- und blechumformende Verfahren.

Dem großen Potential umformtechnisch hergestellter Bauteile aus Magnesiumlegierungen steht ein unzureichender Kenntnisstand über das spezifische Materialverhalten bei der Umformung gegenüber. Insbesondere im Bereich der Verarbeitung von Feiblechen aus Magnesiumknetlegierungen durch Tief- und Streckziehen bestehen gegenwärtig große Wissensdefizite.

Im Rahmen der Arbeit wurden daher die Umformeigenschaften der gegenwärtig verfügbaren Feibleche aus Magnesiumknetlegierungen systematisch untersucht. Neben der Charakterisierung der plastischen Werkstoffeigenschaften im einachsigen Zugversuch wurden die temperatur- und geschwindigkeitsabhängigen Umformeigenschaften und Versagenserscheinungen unter Tief- und Streckziehbedingungen umfassend betrachtet. Aufbauend auf den Ergebnissen wurden optimierte Prozeßparameter für die Auslegung temperierter Umformprozesse für Magnesiumbleche ermittelt.

Im Hinblick auf die praktische Umsetzung temperierter Blechumformprozesse wurden die werkzeug- und verfahrensseitigen Änderungen im Vergleich zur klassischen Blechumformung bei Raumtemperatur betrachtet. In diesem Zusammenhang wurde zudem die Ausbreitung von Temperaturfeldern im thermodynamischen System „Werkzeug-Umformmaschine“ untersucht. Abschließend wurde am Beispiel eines Praxisbauteils die Anwendbarkeit der temperierten Umformung von Magnesiumblechen nachgewiesen.

Die Ergebnisse zeigen, daß der temperierte Blechumformprozeß ein geeignetes Verfahren zur Herstellung großflächiger Leichtbauteile aus Magnesiumlegierungen für die Automobilindustrie darstellt.

Schlagworte

Magnesium, Knetlegierung, Feiblech, Tiefziehen, Streckziehen, Prozeßparameter, beheizte Werkzeuge

Abstract

Dröder, Klaus Georg

Investigations on formability of magnesium sheet metal wrought alloys

Due to environmental injunctions and decreasing energy resources the automotive industry is forced to reduce the fuel consumption of new vehicles. In this context more and more light weight materials e.g. magnesium alloys were used for automotive constructions.

Presently magnesium components are mainly manufactured by die casting technologies. Due to the advantageous mechanical properties of magnesium components produced by forming technologies, an increasing industrial interest in the possibilities of bulk forming and sheet metal forming of magnesium wrought alloys can be noticed.

However the knowledge concerning the specific forming behavior of magnesium alloys is very restricted. Especially in the area of deep drawing and stretch forming of sheet metal, recent scientific investigations are not available.

Therefore systematic investigations concerning the formability of different magnesium sheet metal wrought alloys were carried out. Besides the characterization of the plastic properties on the basis of uniaxial tensile tests, extensive forming tests for the evaluation of deep drawing and stretch forming behavior in dependence on forming temperature and velocity have been performed. On the basis of these results optimized process parameters for the design of heated forming processes for magnesium sheets were determined.

With respect to practical applications of sheet metal forming at elevated temperature, the requirements concerning tool- and process-design were described in comparison to conventional sheet metal forming. Furthermore, the distribution of temperature inside forming tool and the forming machine were measured. Forming tests with a heated tool of complex geometry confirmed that the production of magnesium sheet components for industrial applications is possible.

The results show that the heated forming process is suitable for the production of magnesium sheet metal components for automotive applications.

Keywords

Magnesium, wrought alloy, sheet metal, deep drawing, stretch forming, process parameter, heated tools

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen der Universität Hannover.

Dem Leiter des Institutes, Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Doege, gilt mein besonderer Dank für die Unterstützung und die Einräumung aller wissenschaftlichen Freiheiten bei der Durchführung der Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. H. Haferkamp, dem Leiter des Instituts für Werkstoffkunde der Universität Hannover, danke ich für die eingehende Durchsicht der Arbeit sowie die Übernahme des Koreferates.

Mein Dank gilt ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Stegemann, Leiter des Instituts für Kerntechnik und Zerstörungsfreie Prüfverfahren der Universität Hannover, für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Weiterhin danke ich allen wissenschaftlichen Hilfskräften, Kollegen und Mitarbeitern des Instituts, die mich bei den durchgeführten Untersuchungen unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt meiner Frau Sandra. Durch ihre Unterstützung und Rücksichtnahme hat sie wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Hannover, im Dezember 1999

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Aufgabenstellung und Zielsetzung	3
3	Stand der Kenntnisse	5
3.1	Entwicklungsgeschichte des Magnesiums	5
3.2	Eigenschaften von Magnesiumlegierungen	6
3.2.1	Legierungselemente des Magnesiums.....	7
3.2.2	Gußlegierungen.....	9
3.2.3	Knetlegierungen.....	10
3.3	Verfahren zur Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen	13
3.4	Grundlagen der Blechumformung	16
3.5	Grundlagen der Umformung von Magnesiumlegierungen	17
3.5.1	Mikrostrukturelle Vorgänge beim Umformen von Magnesium	18
3.5.2	Umformen von Feiblechen aus Magnesiumknetlegierungen.....	21
3.6	Prozeßtechnik für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen	25
3.6.1	Einsatz beheizter Werkzeuge zum Tiefziehen von Feiblechen	26
3.6.2	Pressen für die Umformung bei erhöhten Temperaturen.....	28
4	Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften von Magnesiumblechen	30
4.1	Versuchswerkstoffe.....	30
4.1.1	Legierungszusammensetzung und Ausgangsgefüge.....	30
4.1.2	Oberflächen der untersuchten Blechwerkstoffe	34
4.2	Mechanische Kennwerte der untersuchten Magnesiumlegierungen.....	36
4.3	Ermittlung temperaturabhängiger Fließkurven im einachsigen Zugversuch	42
4.4	Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf die Fließspannung	46
4.5	Mathematische Beschreibung der Fließspannung.....	50
4.5.1	Potenzfunktion nach <i>Hollomon</i>	50
4.5.2	Erweiterte Ansätze	52

5	Tief- und Streckziehen von Magnesiumknetlegierungen	55
5.1	Experimentelle Untersuchung der Tiefzieheigenschaften	55
5.1.1	Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile	56
5.1.1.1	Werkzeuggeometrie	56
5.1.1.2	Ermittlung temperaturabhängiger Grenzziehverhältnisse.....	56
5.1.1.3	Einfluß der Temperatur auf die erforderliche Ziehkraft.....	59
5.1.1.4	Blehdickenänderungen infolge der Umformung	61
5.1.2	Tiefziehen rechteckiger Teile	64
5.1.2.1	Werkzeuggeometrie	64
5.1.2.2	Ermittlung temperaturabhängiger Grenzziehverhältnisse.....	64
5.1.2.3	Blehdickenänderungen infolge der Umformung	66
5.2	Temperaturabhängiges Versagensverhalten beim Tiefziehen	68
5.3	Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf das Grenzziehverhältnis	71
5.4	Streckzieheigenschaften	72
5.5	Schmierstoffe für die Umformung von Magnesiumblechen bei erhöhten Temperaturen.....	75
5.5.1	Vergleichende Beurteilung von Schmierstoffen.....	76
5.5.2	Ermittlung temperaturabhängiger Reibwerte im Streifenziehversuch	77
6	Auslegung temperierter Tiefziehprozesse	82
6.1	Verfahrenskette „Temperierte Blechumformung“	82
6.1.1	Externe Erwärmung des Bleches	83
6.1.2	Erwärmung des Bleches im Umformwerkzeug.....	83
6.2	Temperierung von Tiefziehwerkzeugen	84
6.2.1	Beheiztechniken für Tiefziehwerkzeuge	84
6.2.2	Prozeßoptimierte Temperaturverteilung im Tiefziehwerkzeug.....	87
6.3	Untersuchung des thermodynamischen Systems „Werkzeug – Maschine“	89
6.3.1	Untersuchung der Temperatúrausbreitung im Tiefziehwerkzeug mittels Thermographie	89
6.3.2	Untersuchung der Temperatúrausbreitung in der Umformmaschine	93
6.4	Niederhalterdruck beim temperierten Tiefziehen von Magnesiumblechen.....	97
6.4.1	Berechnungsansätze zur Ermittlung des Niederhalterdruckes beim Tiefziehen	97
6.4.2	Untersuchung der Temperaturabhängigkeit des Niederhalterdruckes	100

6.4.3 Genauigkeit von Berechnungsansätzen für das temperierte Tiefziehen von Magnesiumblechen.....	102
7 Anwendungspotential temperierter Tiefziehprozesse zur Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumblechen	107
7.1 Herstellung von Praxisbauteilen am Beispiel „Sitzwanne“	107
7.2 Prototypenfertigung von Magnesiumbauteilen mit Kunststoffmatrizen.....	112
8 Zusammenfassung und Ausblick	115
9 Literaturverzeichnis	117
10 Anhang	130

Verzeichnis der Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
A_{80}	[%]	Bruchdehnung (Ausgangslänge: 80mm)
b	[mm]	Probenbreite
b_0	[mm]	Ausgangsbreite der Probe
c_p	[J/(kg · K)]	spezifische Wärmekapazität
C	[N/mm ²]	Werkstoffkonstante
d	[μm]	Korngröße
d_0	[mm]	Stempeldurchmesser
D_0	[mm]	Rondendurchmesser
e	[-]	Eulersche Zahl
E	[N/mm ²]	Elastizitätsmodul
f	[mm]	Wellenhöhe
F_N	[kN]	Niederhalterkraft
F_{St}	[kN]	Stempelkraft
k	[N/mm ²]	Konstante
k_f	[N/mm ²]	Fließspannung
l	[mm]	Wellenlänge
m	[-]	Geschwindigkeitsexponent
m_T	[°C/h]	Temperaturanstieg
$m_1 - m_4$	[-]	Exponenten
n	[-]	Verfestigungsexponent
p	[N/mm ²]	Flächenpressung
P	[%]	Streckziehgrad
r_e	[mm]	Eckenradius
r	[-]	senkrechte Anisotropie
r_M	[mm]	Ziehringradius
r_S	[mm]	Stempelkantenradius
R_a	[μm]	arithmetischer Mittenrauhwert
R_m	[N/mm ²]	Zugfestigkeit
R_{max}	[%]	maximale prozentuale Durchmesserreduzierung

R_{\max}	[μm]	maximale Rauhtiefe
R_Z	[μm]	gemittelte Rauhtiefe
$R_{p0,2}$	[N/mm^2]	0,2 % Dehngrenze
s	[mm]	Blechdicke
s_0	[mm]	Ausgangsblechdicke
T	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur
T_{\max}	[mm]	maximaler Tiefungsweg
T_{NH}	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur des Niederhalters
T_S	[$^{\circ}\text{C}$]	Schmelztemperatur
T_{ST}	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur des Stempels
T_{ZR}	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur des Ziehrings
u_Z	[mm]	Ziehspalt
v_{ST}	[mm/s]	Stempelgeschwindigkeit
α	[K^{-1}]	Wärmeausdehnungskoeffizient
β	[-]	Ziehverhältnis
β_f	[-]	fiktives Ziehverhältnis
$\beta_{0,\max}$	[-]	Grenzziehverhältnis
ε	[%]	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	[%/s]	Dehnungsgeschwindigkeit
φ	[-]	Umformgrad
$\dot{\varphi}$	[1/s]	Umformgeschwindigkeit
λ	[$\text{J}/(\text{cm} \cdot \text{s} \cdot \text{K})$]	Wärmeleitfähigkeit
μ	[-]	Coulombsche Reibzahl
ρ	[g/cm^3]	Dichte
σ_n	[N/mm^2]	Normalspannung
σ_r	[N/mm^2]	Radialspannung
σ_t	[N/mm^2]	Tangentialspannung
Δ_m	[%]	mittlere prozentuale Abweichung
Δ_{\max}	[%]	maximale prozentuale Abweichung

1 Einleitung

Der Herstellung und Verarbeitung leistungsfähiger Werkstoffe kommt wegen der großen Bedeutung für viele Branchen und Technologien international ein besonderer Stellenwert zu. Eine intensive Grundlagenforschung auf diesem Gebiet ist daher eine unabdingbare Voraussetzung für zukünftige Innovationen und die Entwicklung neuartiger Technologien /N.N.94a/.

Das Ziel, bewegte Massen zu reduzieren, hat zu einer zunehmenden Entwicklung von Leichtmetallegerungen geführt. Insbesondere in der Automobilindustrie führen die Forderungen nach Leichtbau, niedrigem Energieverbrauch und Wirtschaftlichkeit zu einer ständigen Auseinandersetzung mit den Eigenschaften, Verarbeitungsmöglichkeiten und Kosten moderner Werkstoffe und Werkstoffkombinationen /Pankert86/. Vor diesem Hintergrund haben in den letzten Jahren insbesondere Aluminium-, aber auch zunehmend Magnesiumlegierungen bedeutende Positionen als Konstruktionswerkstoffe erreicht.

Aluminium, mit einer Dichte von $\rho \approx 2,7 \text{ g/cm}^3$, ist heute nach Stahl ($\rho \approx 7,8 \text{ g/cm}^3$) das am häufigsten verwendete Gebrauchsmetall. Die bisherigen Bemühungen, konventionelle Stahl durch Aluminiumlegierungen zu substituieren, haben dazu geführt, daß durchschnittlich in jedem Kraftfahrzeug ca. 50-60 kg Aluminium eingesetzt werden /Dörner93/. Aktuelle Entwicklungen wie z.B. vollständig aus Aluminium gefertigte Fahrzeugkarosserien zeigen, daß der Anteil an Leichtbauwerkstoffen im Automobil deutlich zunimmt.

Aufgrund des im Vergleich zu Aluminiumlegierungen höheren Leichtbaupotentials von Magnesiumlegierungen ($\rho \approx 1,8 \text{ g/cm}^3$) kann durch einen konsequenten Einsatz dieses Werkstoffes im Automobilbau eine weitere deutliche Gewichtseinsparung erreicht werden. Neben einer geringen Dichte zeichnen sich Magnesiumlegierungen durch eine hohe Verfügbarkeit (2 % der Erdkruste) sowie gute mechanische Eigenschaften aus. Die zur Primärherstellung von Magnesium erforderliche Energie von ca. 63 kWh/dm^3 liegt auf dem Niveau des Energiebedarfs zur Herstellung von Primäraluminium (ca. $67,5 \text{ kWh/dm}^3$). Zur Gewinnung von Sekundärmagnesium sind nur ca. 5 % der Primärenergie erforderlich. Umfassende Recyclingsysteme führen somit zu einer sehr günstigen Gesamtenergiebilanz. Durch die Herstellung hochreiner Legierungen mit geringen Gehalten an Eisen, Nickel und Kupfer wurde die Korrosionsbeständigkeit erheblich verbessert, so daß Magnesiumlegierungen auch in diesem Punkt mit Aluminiumwerkstoffen konkurrieren können /Winkler94/.

Die Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen erfolgt heute überwiegend durch Druckgießen. Da der Druckguß eine endabmessungsnahe Fertigung von Bauteilen ermöglicht, erfordern Druckgußbauteile einen vergleichsweise geringen Aufwand für Nachbearbeitungs- und Fügeoperationen. Der Herstellung großflächiger und gleichzeitig dünnwandiger Bauteile sind jedoch durch die hohen erforderlichen Zuhaltekräfte sowie durch Schwankungen der

Werkstoffeigenschaften Grenzen gesetzt /Mertz99/. Unter Sicherheitsaspekten sind weiterhin die geringen Bruchdehnungen der Magnesiumgußlegierungen als kritisch zu bewerten.

Eine vielversprechende Alternative stellen in diesem Zusammenhang umformtechnisch hergestellte Bauteile aus Magnesiumknetlegierungen dar. Das Umformen ermöglicht gegenüber dem Urformen aufgrund der günstigeren Gefügeausbildung häufig wesentlich bessere mechanisch-technologische Bauteileigenschaften /Draugelates96/.

Dem großen Potential umformtechnisch hergestellter Bauteile aus Magnesiumlegierungen steht jedoch derzeit noch ein unzureichender Kenntnisstand über das spezifische Materialverhalten bei der Umformung gegenüber. Während in der Massivumformung das Strangpressen und vereinzelt das Schmieden bereits industriell angewandt wird, bestehen im Bereich der Verarbeitung von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen durch Tief- und Streckziehen gegenwärtig große Wissensdefizite. Mit der vorliegenden Arbeit soll daher ein Beitrag zur Schließung dieser Wissenslücke geleistet werden.

2 Aufgabenstellung und Zielsetzung

Bauteile aus Magnesiumlegierungen erschließen aufgrund des geringen spezifischen Gewichts bei gleichzeitig guten mechanischen Eigenschaften zunehmend neue Anwendungsfelder. Im Automobilbau kommen bislang überwiegend gießtechnisch hergestellte Bauteile aus Magnesiumlegierungen zum Einsatz, da sich Magnesiumlegierungen durch eine sehr gute Gießbarkeit auszeichnen.

Der Wunsch zur Herstellung großflächiger und gleichzeitig dünnwandiger Bauteile aus Magnesiumlegierungen für die Anwendung im Bereich der Fahrzeugkarosserie hat zur Weiterentwicklung der Druckgießtechnik für komplexe Bauteilgeometrien geführt. Gegenwärtig sind maximale Bauteilgrößen mit Flächen von ca. 1 m^2 darstellbar. Der großen geometrischen Gestaltungsfreiheit beim Gießen stehen insbesondere bei der Fertigung großflächiger Bauteile jedoch einige deutliche Nachteile gegenüber. Die minimal erreichbaren Wanddicken nehmen bei großen Bauteilen zu, so daß die bei Blechteilen üblichen Materialstärken um 1,0 mm bei großflächigen Karosserieteilen aus Magnesiumdruckguß nicht erreicht werden können. Ein wesentlicher Nachteil besteht zudem in den vergleichsweise geringen erreichbaren Bruchdehnungen typischer Magnesiumgußlegierungen, die bei langen Fließwegen nochmals deutlich vermindert werden und insbesondere unter Sicherheitsaspekten als kritisch zu bewerten sind. Für die Anwendung im Bereich von Sichtflächen ist der Einsatz großflächiger Druckgußteile fraglich, da dies eine aufwendige Nachbearbeitung der rauhen Gußoberfläche erfordert.

Um die verfahrensbedingten Nachteile des Druckgießens zu vermeiden, ist die Anwendung eingeführter Blechumformverfahren wünschenswert. Aufgrund der sehr geringen Umformbarkeit des Magnesiums bei Raumtemperatur können die klassischen Tief- und Streckziehverfahren zur Umformung von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen jedoch nicht angewandt werden. Untersuchungen zum Einfluß der Temperatur auf die Umformbarkeit zeigen jedoch, daß sich das Formänderungsvermögen von Magnesiumlegierungen bei erhöhten Temperaturen sprunghaft verbessert.

Fehlende Umformtechnologien sowie Vorbehalte hinsichtlich des Gefährdungspotentials (Brandgefahr) führten zu einem geringen Interesse an Walzprodukten aus Magnesium. Die Entwicklung von Magnesiumknetlegierungen wurde daher in den letzten Jahrzehnten kaum vorangetrieben. Erst in letzter Zeit ist das Interesse an neuen Verarbeitungstechnologien für Halbzeuge aus Magnesiumknetlegierungen aufgrund der angestrebten weiteren Gewichtsreduzierung im Automobilbau wieder deutlich gestiegen. Gegenwärtig sind jedoch weder hinsichtlich der Herstellung von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen noch ihrer umformtechnischen Verarbeitungsmöglichkeiten und -grenzen hinreichende Kenntnisse verfügbar.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist daher die grundlegende Untersuchung der Umform-eigenschaften von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen mit folgenden Schwer-punkten:

- Charakterisierung der grundlegenden plastischen Werkstoffeigenschaften
- Ermittlung der Prozeßgrenzen beim Tief- und Streckziehen
- Ermittlung optimierter Parameter für die Auslegung von temperierten Umformprozessen für Magnesiumbleche

Die Charakterisierung der plastischen Werkstoffeigenschaften der heute verfügbaren Fein-bleche aus Magnesiumknetlegierungen soll mittels temperierter Zugversuche erfolgen. Dabei soll sowohl der Temperatur- als auch der Geschwindigkeitseinfluß auf das Umformvermögen ermittelt werden. Die für die Blechumformung relevanten Werkstoffeigenschaften, wie das Verfestigungsverhalten und die Anisotropie, sind bislang nicht bekannt. Diese Kenngrößen sollen daher in Abhängigkeit umformrelevanter Parameter ermittelt werden.

Zur Ermittlung der Umformeigenschaften unter Tief- und Streckziehbedingungen sollen weiterhin systematische experimentelle Untersuchungen mit unterschiedlichen Werkzeug-geometrien durchgeführt werden. Hierbei steht die Ermittlung der Umformgrenzen in Abhängigkeit von den wesentlichen Prozeßgrößen „Umformtemperatur“ und „Umform-geschwindigkeit“ im Vordergrund.

Darüber hinaus sollen im Sinne einer optimalen Auslegung temperierter Tiefziehoperationen die einzuhaltenden Prozeßparameter ermittelt werden. Neben einer grundsätzlichen Betrachtung der möglichen Verfahrensvarianten sollen auch Fragen hinsichtlich einer den Praxisanforderungen genügenden Beheiztechnik für Tiefziehwerkzeuge sowie die mögliche thermische Beeinflussung der Umformmaschine geklärt werden.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse soll abschließend am Beispiel einer Praxisgeometrie gezeigt werden, inwieweit die umformtechnische Herstellung von komplexen Bauteilen aus Magnesiumknetlegierungen möglich ist.

3 Stand der Kenntnisse

3.1 Entwicklungsgeschichte des Magnesiums

Magnesium wurde erstmalig im Jahre 1808 von dem Engländer H. Davy durch Destillation einer Magnesium-Quecksilber Verbindung experimentell gewonnen. 1828 wurde das Metall durch chemische Reduktion mit Kalium von dem Franzosen Bussy separiert. Erst 1852 wurde von R. Bunsen die erste Elektrolyse von $MgCl_2$ durchgeführt. Diese früh angewandten Verfahrenstechniken bildeten die Basis für die beiden heutigen großtechnisch eingesetzten Verfahren zur Gewinnung von Magnesium, die thermische Reduktion und die Schmelzflußelektrolyse.

Die industrielle Produktion von Magnesium begann 1886 in Deutschland und betrug im Jahre 1900 insgesamt erst ca. 10 t. Während des Ersten Weltkriegs stieg die weltweite Magnesiumproduktion von 350 t auf 3.000 t, da das Metall für pyrotechnische Zwecke verwendet wurde /Polmear94/. Während des Zweiten Weltkriegs stieg die Produktion von Magnesium schlagartig auf ca. 228.000 t pro Jahr an, da der Werkstoff für die Rüstungstechnik dringend benötigt wurde /N.N.94b/. Nach dem zweiten Weltkrieg ging die Nachfrage zurück. Erst in den 70er Jahren wurde das Produktionsniveau der Kriegszeit wieder erreicht, da durch die Entwicklung neuer Gießverfahren, wie z.B. des Warmkammerdruckgießens, und die Entwicklung hochreiner Legierungen zahlreiche neue technische Anwendungsgebiete erschlossen werden konnten. Die bekanntesten Beispiele für den Einsatz von Magnesium im Kraftfahrzeugbau sind Motor- und Getriebegehäuse des VW-Käfers. In diesem erstmals 1938 produzierten Fahrzeugtyp wurden insgesamt ca. 300.000 t Magnesium verbaut /Garber 93/. Dies entspricht nahezu dem weltweiten Magnesiumverbrauch im Jahre 1998 in Höhe von ca. 360.300 t /Willekens99/. Die heutigen Haupteinsatzgebiete von Magnesium und Magnesiumlegierungen sind in **Bild 3.1** dargestellt.

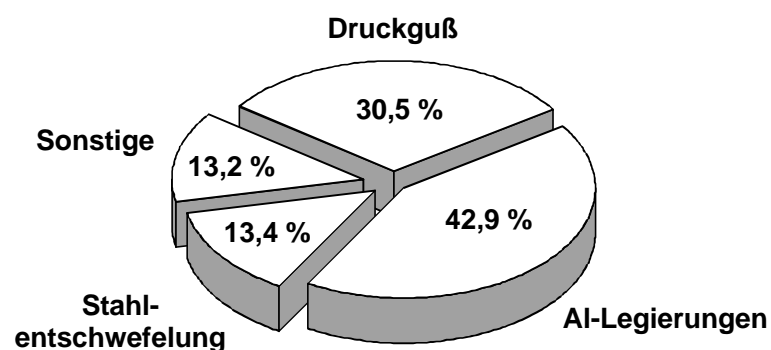


Bild 3.1: Haupteinsatzgebiete für Magnesium im Jahre 1998 /Willekens99/

Die Verwendung als Legierungselement in Aluminiumwerkstoffen sowie die Verarbeitung zu Druckgußteilen stellen die größten Anwendungsbereiche des Magnesiums dar. Neben der Stahlentschwefelung wird Magnesium außerdem zur Graugußimpfung sowie in der chemischen Industrie benötigt. Die Verarbeitung zu Knetlegierungen machte im Jahre 1991

einen vergleichsweise geringen Anteil in Höhe von ca. 2 % am Gesamtverbrauch aus /Polmear94/.

3.2 Eigenschaften von Magnesiumlegierungen

Magnesium ist mit einem Anteil von ca. 2 % in der Erdkruste eines der am häufigsten vorkommenden Elemente der Erde. Vorrangig aufgrund der geringen Dichte des Magnesiums von nur 1,74 g/cm³ wurde dieses Metall in den letzten Jahren zunehmend als Konstruktionswerkstoff eingesetzt. In **Tabelle 3.1** sind einige wesentliche Eigenschaften des Magnesiums aufgeführt.

Tabelle 3.1: Physikalische Eigenschaften von Magnesium

Dichte bei RT	ρ	[g/cm ³]	1,738
Schmelztemperatur	T_S	[°C]	650
Siedetemperatur		[°C]	1090
E-Modul	E	[N/mm ²]	45.000
Wärmeausdehnungskoeffizient	α	[K ⁻¹]	$25 \cdot 10^{-6}$
Wärmeleitfähigkeit	λ	[J/(cm · s · K)]	1,59
spezifische Wärmekapazität	c_p	[J/(kg · K)]	1017
elektrochemisches Standardpotential		[V]	-2,38
elektrische Leitfähigkeit	κ	[m/($\Omega \cdot \text{mm}^2$)]	22,4

Magnesium wird, wie andere Metalle auch, erst durch Zugabe von Legierungselementen, die eine Eigenschaftsveränderung bewirken, als Konstruktionswerkstoff interessant. Allgemein zeichnen sich Magnesiumlegierungen durch folgende positive Eigenschaften aus:

- geringste Dichte aller metallischen Konstruktionswerkstoffe, dadurch hohe spezifische Festigkeit,
- durch die Entwicklung von HP (High Purity) Legierungen gute Korrosionsbeständigkeit,
- sehr gute Gießbarkeit (Druckguß),
- praktisch unerschöpfliches Rohstoffvorkommen (Meerwasser, Erdkruste).

Einige wesentliche Defizite der heute verfügbaren Magnesiumlegierungen lassen sich folgendermaßen charakterisieren:

- bisher nur wenige Knetlegierungen verfügbar,

- geringe Kaltverformbarkeit und Zähigkeit,
- eingeschränkte Hochtemperatureigenschaften (Warmfestigkeit, Kriechbeständigkeit).

3.2.1 Legierungselemente des Magnesiums

Durch Legieren mit geeigneten Elementen wird das Eigenschaftsprofil des Magnesiums im Hinblick auf die spezifischen Anforderungen des Bauteils verbessert. Die Mechanismen für die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften beruhen im wesentlichen auf einer Mischkristallverfestigung und/oder einer Ausscheidungsverfestigung. Die Mischkristallverfestigung wird in erster Linie durch Gitterverzerrungen aufgrund unterschiedlicher Atomradien und Konzentrationen der beteiligten Elemente bestimmt. Das Maß der Ausscheidungshärtung hängt dagegen von der Abnahme der Löslichkeit des Legierungselementes bei sinkender Temperatur, den Zusammensetzungen der sich bildenden intermetallischen Phasen und deren Morphologie sowie deren Stabilität bei der Einsatztemperatur ab /Mordike99/.

Magnesiumlegierungen des Typs Mg-Al-Zn haben sich heute im Vergleich zu anderen Legierungssystemen den größten technischen Anwendungsbereich erschlossen. Die Gründe dafür sind der verhältnismäßig günstige Preis der Legierungselemente sowie die guten erzielbaren mechanischen Eigenschaften. Aluminium ist aufgrund seiner kornfeinenden und verfestigenden Eigenschaften das wichtigste Legierungselement des Magnesiums. Die Änderung der mechanischen Eigenschaften beruht bei niedrigem Aluminiumgehalt auf Mischkristallbildung und bei höherem Aluminiumgehalt auf der Bildung der intermetallischen Phase $Mg_{17}Al_{12}$. Diese Ausscheidungen führen zu einer Erhöhung der Makrohärte, allerdings durch ihr meist kompaktes Auftreten auch zu einer Abnahme der Bruchdehnung und der Zugfestigkeit. Der Werkstoff wird dadurch zunehmend spröde und schlechter verformbar. **Bild 3.2** verdeutlicht den Einfluß des Aluminiumgehaltes binärer Al-Mg-Legierungen auf die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung sowie die Härte von in Sand gegossenen Proben.

Neben der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften verbessert der Zusatz von Aluminium in starkem Maße die Gießbarkeit des Magnesiums. Nachteilig wirkt sich die erhöhte Neigung zu Mikroporositäten beim Legieren mit Aluminium aus. Durch Legieren mit Zink von bis zu 3 % lassen sich ebenfalls die Zugfestigkeit und die Härte steigern. Ähnlich wie beim Legieren mit Aluminium steigt jedoch die Neigung zu Mikroporositäten und bei Gehalten über 2 % die Heißrißbildung.

Durch die Zugabe von Mangan läßt sich neben einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften die Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen steigern. Ein weiteres bedeutsames Legierungselement ist Zirkonium, welches als Kristallisationskeim in der Schmelze wirkt. Aus der Feinkörnigkeit des Gefüges resultieren verbesserte Festigkeitseigenschaften.

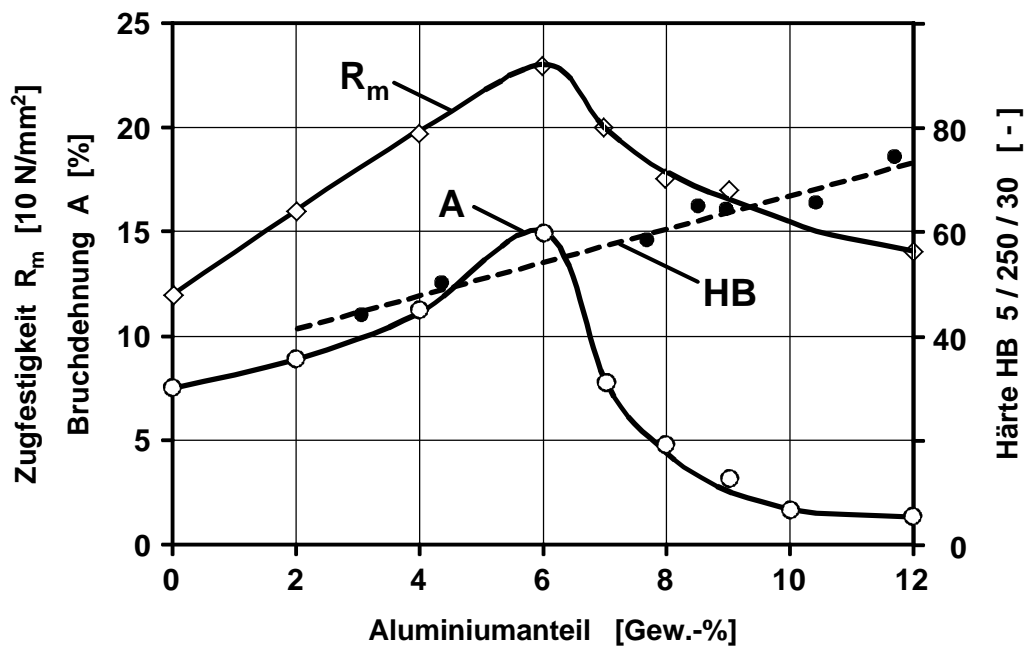


Bild 3.2: Einfluß des Al-Gehaltes auf die mechanischen Kennwerte binärer Mg-Al-Legierungen, Proben: Sandguß, nach /Schichtel54/

Zusätzlich zu den genannten Legierungselementen finden die Metalle der Seltenen Erden (z.B. Yttrium, Neodym, Cer) eine immer breitere Anwendung, da sich hierdurch die Möglichkeit zu einer ausgeprägten Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung ergibt. Aufgrund der hohen Stabilität der Ausscheidungen erhöhen diese Elemente in starkem Maße die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit. Silber steigert in Verbindung mit den Metallen der Seltenen Erden die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit, bewirkt jedoch andererseits eine erhöhte Neigung zur Korrosion.

Kupfer, Nickel und Eisen werden als Legierungselemente nicht verwendet, da sie zu einer starken Erhöhung der Korrosivität führen. Aus diesem Grund vollzieht sich die Entwicklung immer mehr zu hochreinen Legierungen, die besonders geringe Mengen von Eisen, Kupfer und Nickel aufweisen /Mordike99/.

Die zukünftigen Ziele im Bereich der legierungstechnischen Entwicklung von Magnesiumwerkstoffen liegen in der weiteren Verbesserung der mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen sowie der Optimierung der spezifischen Leistungsfähigkeit über den Weg der Dichtereduzierung /Draugelates96/. Eine weitere Entwicklungsrichtung ist die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch die Entwicklung teilchenverstärkter Verbundwerkstoffe mit Magnesiummatrix /Kainer92/.

Analog zur Klassifizierung von Aluminiumlegierungen erfolgt auch bei den Magnesiumlegierungen eine Unterscheidung hinsichtlich der Formgebungsverfahren in Guß- und Knetlegierungen.

3.2.2 Gußlegierungen

Im Bereich der Gußlegierungen haben sich heute im wesentlichen folgende Legierungssysteme technisch etabliert (Nomenklatur: siehe **Anhang 3.1**):

- Mg-Al-Zn (AZ-Legierungen),
- Mg-Al-Mn (AM-Legierungen),
- Mg-Al-Si (AS-Legierungen),
- Mg-Al-Seltene Erden (AE-Legierungen),
- Mg-Ag-Seltene Erden (QE-Legierungen),
- Mg-Y-Seltene Erden (WE-Legierungen).

Aufgrund der verbesserten Gießbarkeit mit zunehmendem Aluminiumgehalt bei den AZ-Legierungen hat sich in dieser Gruppe vor allem die Legierung AZ91 durchgesetzt, mit der im Druckgießverfahren komplizierte und dünnwandige Bauteile hergestellt werden können. Der Nachteil des hohen Aluminiumgehaltes der Legierung AZ91 liegt in der bereits genannten Bildung von $Mg_{17}Al_{12}$ -Ausscheidungen an den Korngrenzen, die insbesondere bei Einsatztemperaturen oberhalb 120 °C zu einem schnellen Absinken der Festigkeit führen. Zudem weist die Legierung AZ91 nur ein begrenztes Verformungsvermögen auf.

Um duktilere Magnesiumlegierungen zu erhalten, wurde der Aluminiumgehalt gesenkt und auf die Zugabe von Zink völlig verzichtet. Diese Legierungen der Gruppe Aluminium-Mangan wie z.B. AM20, AM50 und AM60 mit Mangangehalten von 0,2 bis 0,4 % weisen geringere Festigkeitswerte bei Raumtemperatur auf, verhalten sich jedoch nicht so spröde wie Legierungen auf Magnesium-Aluminium-Zink-Basis. Dem Vorteil des besseren Verformungsvermögens dieser Legierungen steht der Nachteil der schlechteren Gießeigenschaften infolge des reduzierten Aluminiumgehaltes gegenüber.

Aluminium-Silizium-Legierungen wie z.B. AS21 und AS41 weisen gegenüber der AZ91-Legierung einen geringeren Aluminiumgehalt auf und besitzen Anteile an Silizium. Die Legierungen zeigen eine deutlich höhere Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit. Diese Eigenschaften sind einerseits auf die Reduzierung des Aluminiumgehaltes und andererseits auf die Bildung der intermetallischen Phase Mg_2Si zurückzuführen, die eine hohe Stabilität bei erhöhten Temperaturen aufweist. Ebenso wie die AS-Legierungen zeichnen sich die mit den Metallen der Seltenen Erden (RE) legierten Werkstoffe durch eine erhöhte Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit aus.

In **Bild 3.3** sind die Festigkeiten sowie die Bruchdehnungen einiger typischer Magnesium-gußlegierungen aufgeführt.

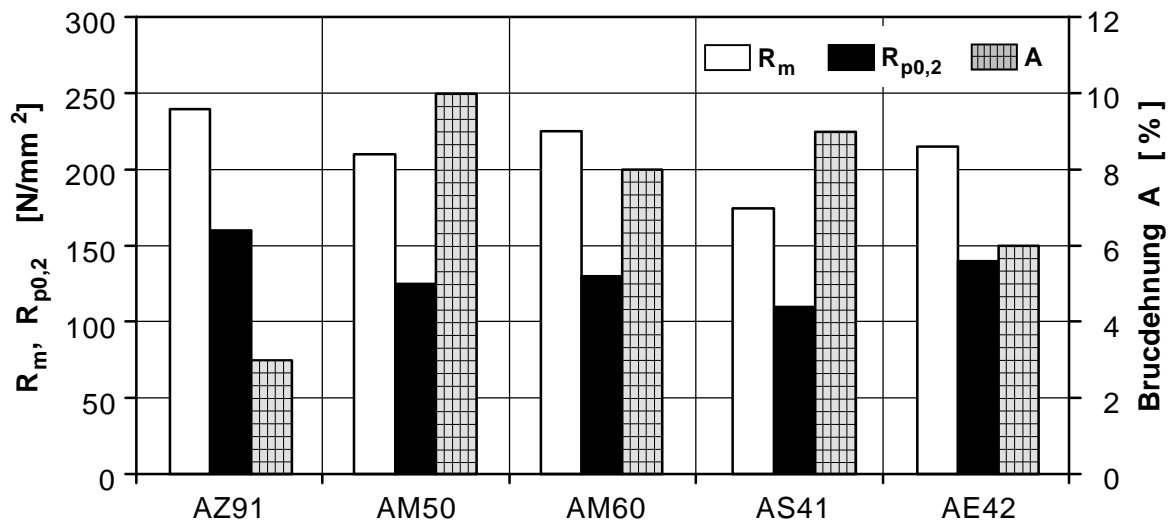


Bild 3.3: Mechanische Eigenschaften verschiedener Magnesiumgußlegierungen bei Raumtemperatur (druckgegossene Proben) /Hydro97/

Für Einsatztemperaturen von über 200 °C wurden Legierungen mit Gehalten an Silber und/oder Seltenen Erden entwickelt. Hier sind zum einen die Legierungen der Gruppe QE (Hauptlegierungselemente: Silber und Seltene Erden) sowie Legierungen der WE-Reihe (Hauptlegierungselemente: Seltene Erden / Yttrium) zu nennen. WE-Legierungen lassen sich auch durch Umformen (Schmieden, Strangpressen) verarbeiten /Becker99/ und können somit sowohl den Guß- als auch den Knetwerkstoffen zugeordnet werden. Aufgrund der hohen Kosten konnten sich diese Legierungen jedoch bisher nur einen eingeschränkten Anwendungsbereich, wie z.B. die Luft- und Raumfahrtindustrie, erschließen /Mordike99/.

3.2.3 Knetlegierungen

Da die Verwendung von Magnesiumknetlegierungen in den heutigen industriellen Anwendungen nur eine untergeordnete Rolle spielt, wurden im Vergleich zu den Gußlegierungen nur sehr wenige verschiedene Legierungen entwickelt. Als Legierungsbestandteile kommen überwiegend die Elemente Aluminium (A), Mangan (M), Zink (Z) und Zirkon (K) zum Einsatz. Um die Warmfestigkeit und die Kriechbeständigkeit zu erhöhen, sind Legierungen mit Seltenen Erden (E) / Yttrium (Y) entwickelt worden (siehe **Kapitel 3.2.1**). Magnesiumknetlegierungen werden überwiegend durch Verfahren der Massivumformung (z.B. Gesenkschmieden und Strangpressen) verarbeitet. Die Herstellung von Blechen und Bändern durch Walzen wird aufgrund fehlender Umformtechnologien für die Weiterverarbeitung bisher nur in einem sehr geringen Umfang praktiziert, so daß heute nur ein Teil der verfügbaren Legierungen als Blechhalbzeug am Markt erhältlich ist.

Die wichtigsten Magnesiumknetlegierungen lassen sich in folgende Gruppen unterteilen:

- Mg-Al-Zn (AZ-Legierungen),
- Mg-Th-Mn/Zr (HM/HK-Legierungen),
- Mg-Zn-Zr (ZK-Legierungen),
- Mg-Mn (M-Legierungen).

Die bedeutendste Rolle im Bereich der Magnesiumknetlegierungen kommt den Werkstoffen der AZ-Gruppe zu. Sie besitzen im Vergleich zu den AZ-Gußlegierungen geringere Gehalte an Aluminium. Am gebräuchlichsten sind die Legierungen AZ31 (ca. 3 % Al, 1 % Zn), AZ61 (ca. 6 % Al, 1 % Zn) und AZ80 (ca. 8 % Al, 0,5 % Zn). In **Bild 3.4** sind wichtige technologische Eigenschaften eines Bleches aus der Magnesiumknetlegierung AZ31 im Vergleich mit konventionellen Blechwerkstoffen dargestellt. Es wird deutlich, daß die spezifische Festigkeit (auf die Dichte bezogene Dehngrenze) der Magnesiumlegierung deutlich über derjenigen des härtesten Stahls H340 liegt.

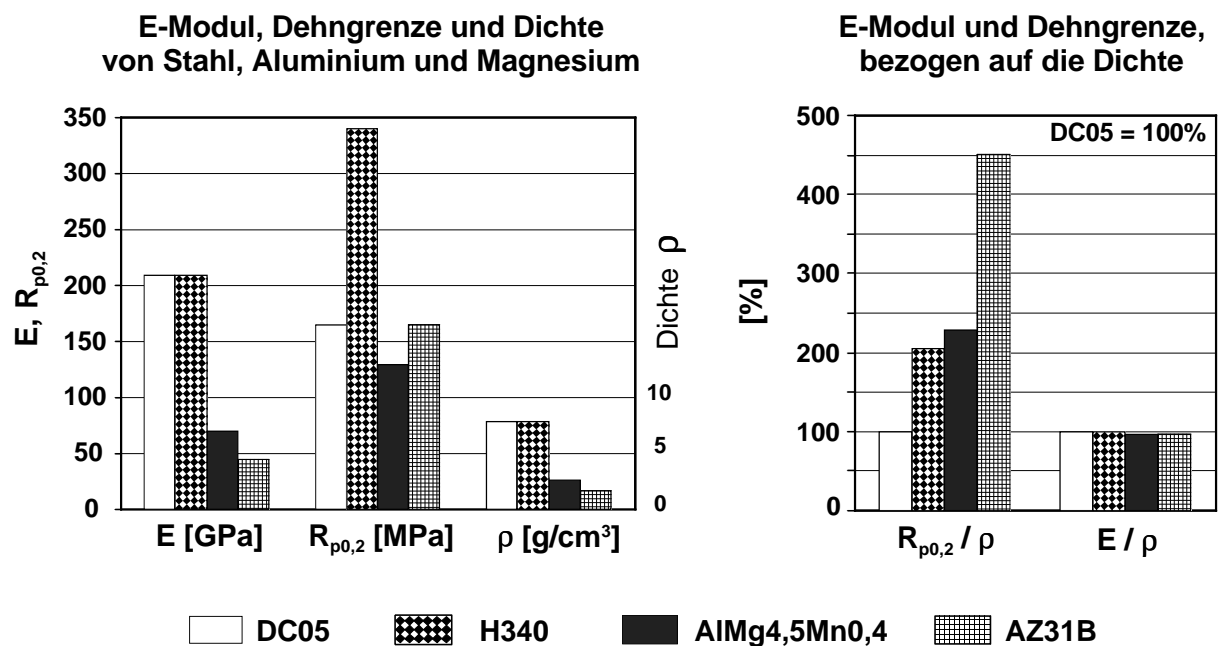


Bild 3.4: Mechanische Eigenschaften verschiedener Blechwerkstoffe

Die Legierung AZ80 besitzt aufgrund des höheren Aluminiumgehaltes im Vergleich zu den Legierungen AZ31 und AZ61 eine höhere Zugfestigkeit von bis zu 380 N/mm^2 . Durch Vergüten (T5-Wärmebehandlung, siehe **Anhang 3.1**) ist eine weitere Festigkeitssteigerung möglich /Hill86/. Von Barnes werden einige frühe Anwendungsbeispiele für Bauteile aus den Magnesiumknetlegierungen AZ31 und AZ61 im Automobil- und Flugzeugbau genannt /Barnes92/, /Barnes94/.

Die HK-/HM-Legierungen besitzen im Vergleich zu den AZ-Legierungen eine höhere Festigkeit und Kriechbeständigkeit bei Temperaturen von $T = 150\text{ °C}$ bis $T = 425\text{ °C}$ /Ullmann90/, /Busk87/. Die Änderungen der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung der Legierung AZ31B-O bzw. AZ31B-H24 im Vergleich zu den Legierungen HK31A-O und HM21A-T8 sind in **Tabelle 3.2** aufgeführt. Es ist zu erkennen, daß die Festigkeitswerte der thoriumhaltigen Legierungen mit zunehmender Temperatur weniger stark abnehmen als die der AZ-Legierungen. Andererseits steigen die Bruchdehnungen der AZ-Legierungen mit zunehmender Temperatur stärker an als die der thoriumhaltigen Legierungen. Trotz ihrer vorteilhaften mechanischen Eigenschaften haben HK-/HM-Legierungen aufgrund der natürlichen Radioaktivität des Thoriums keine technische Bedeutung erlangt /King90/.

Tabelle 3.2: Mechanische Eigenschaften von Magnesiumlegierungen /DOW84/

Legierung	Werkstoffkennwerte	21°C	93°C	204°C	260°C	316°C
AZ31B-H24	Zugfestigkeit [N/mm ²]	283	234	90	55	41
	Streckgrenze [N/mm ²]	221	165	55	34	14
	Bruchdehnung [%]	14	35	82	92	136
AZ31B-O	Zugfestigkeit [N/mm ²]	262	204	90	55	41
	Streckgrenze [N/mm ²]	165	145	55	34	14
	Bruchdehnung [%]	23	35	82	92	136
HK31A-O	Zugfestigkeit [N/mm ²]	228	159	103	90	69
	Streckgrenze [N/mm ²]	145	124	90	76	55
	Bruchdehnung [%]	23	40	50	34	60
HM21A-T8	Zugfestigkeit [N/mm ²]	234		124	110	97
	Streckgrenze [N/mm ²]	172		117	103	83
	Bruchdehnung [%]	10		30	25	15

Magnesiumknetlegierungen des Typs ZK besitzen eine ähnlich hohe Festigkeit wie die AZ-Legierungen bei gleichzeitig guter Zähigkeit. Beispiele dieser Gruppe sind ZK21, ZK30 und ZK40. Eine hohe Zugfestigkeit von $R_m \approx 340\text{ N/mm}^2$ bei sehr guter Zähigkeit bietet die Legierung ZK60. Werkstücke aus dieser Legierung können nach dem T5- oder T6-Verfahren wärmebehandelt werden, wodurch die Streckgrenze erhöht und die Bruchdehnung gesenkt wird.

Als typischer Vertreter der Mg-Mn-Gruppe ist die Legierung M1 zu nennen, die eine mittlere Zugfestigkeit von $R_m = 230\text{ N/mm}^2$ besitzt. Ein Vorteil dieser Legierung ist die gute Korrosionsbeständigkeit infolge des hohen Mangengehaltes.

Wie bereits erwähnt ist die Umformung von Magnesiumlegierungen der WE-Gruppe, z.B. durch Schmieden oder Strangpressen, möglich. Diese Legierungen besitzen einen etwa 10-fach höheren Preis gegenüber den AZ-Legierungen und werden daher nur in

speziellen Anwendungen eingesetzt, die eine erhöhte Warmfestigkeit und Duktilität erfordern /Becker99/.

Neben den beschriebenen Legierungstypen sind in den letzten Jahren Legierungen auf Magnesium-Lithium-Basis im Hinblick auf ihre Anwendungsmöglichkeiten und legierungstechnischen Entwicklungspotentiale untersucht worden. Der Vorteil lithiumhaltiger Magnesiumlegierungen liegt in erster Linie in der geringen Dichte (je nach Lithiumanteil zwischen 1,3 bis 1,5 g/cm³) sowie in einem erhöhten Verformungsvermögen /Doege92/. Bereits in den 60er Jahren wurde in der Raumfahrt- und Rüstungsindustrie erstmals die Magnesium-Lithium-Legierung LA141 (Lithiumgehalt: 14 %) eingesetzt. Die heutigen Forschungsarbeiten beschäftigen sich vorrangig mit legierungs- und verarbeitungstechnischen Maßnahmen zur Erhöhung der vergleichsweise geringen Festigkeiten sowie der Steigerung der Gefügestabilität und der Korrosionsbeständigkeit /Haferkamp94/.

Der Entwicklung von neuen und verbesserten Magnesiumknetlegierungen wird aktuell wieder ein verstärktes Interesse entgegengebracht, da Magnesiumbauteile zunehmend auch für sicherheitsrelevante Bauteile interessant werden. Gerade in diesem Bereich bieten Magnesiumknetlegierungen gegenüber Gußwerkstoffen aufgrund des fehlerfreien Gefüges deutliche Vorteile.

3.3 Verfahren zur Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen

Als Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen sind neben den gießtechnischen Verfahren die spanende Fertigung, die Umformung sowie die Pulvermetallurgie zu nennen.

Die Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen erfolgt heute überwiegend durch Druckgießen. Hierbei ist insbesondere das Vakuum-Druckgußverfahren hervorzuheben, da es die Herstellung von Bauteilen mit hoher geometrischer Komplexität bei relativ geringen Wandstärken erlaubt. Da der Druckguß eine endabmessungsnahe Fertigung von Bauteilen ermöglicht, erfordern Druckgußbauteile einen vergleichsweise geringen Aufwand für Nachbearbeitungs- und Fügeoperationen. Diesen Vorzügen des Druckgießverfahrens stehen insbesondere bei der Herstellung großflächiger Bauteile folgende Nachteile gegenüber /Mertz99/:

- inhomogene Verteilung der Werkstoffeigenschaften,
- begrenzte Bauteilgröße und
- eingeschränkte Oberflächenqualität.

Neben den geringen Bruchdehnungen von Druckgußteilen aus Magnesiumlegierungen tritt bei dünnwandigen Bauteilen mit langen Fließwegen ein deutlicher Abfall von Zugfestigkeit und Bruchdehnung entlang des Fließweges der Schmelze auf. Untersuchungen zeigen, daß die Magnesiumlegierung AM60 bei einer Gußteilwanddicke von 2 mm und einem Fließweg von mehr als 600 mm nur noch eine Bruchdehnung A_5 von ca. 3 % aufweist (siehe **Bild 3.5**) /Mertz99/.

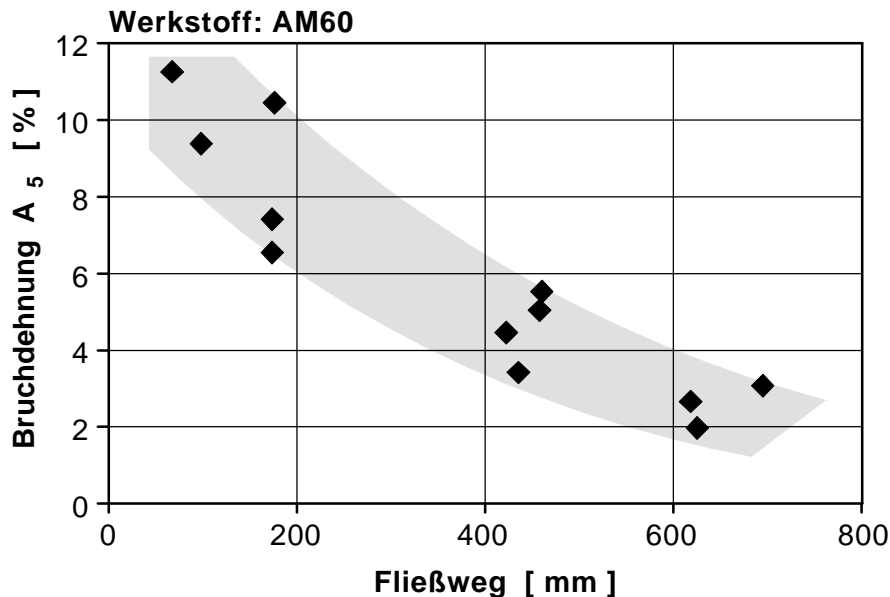


Bild 3.5: Abhängigkeit der Bruchdehnung vom Fließweg der Schmelze beim Druckgießen von AM60 (Gußteilwanddicke: 2 mm) /Mertz99/

Die maximale Bauteilgröße von Druckgußteilen ist durch die Zuhaltekraft und Größe der auf dem Markt erhältlichen Druckgießmaschinen beschränkt. Gegenwärtig können maximale Bauteilgrößen mit Flächen von ca. 1 m^2 erreicht werden, was in etwa den Abmessungen einer Pkw-Tür oder eines Kofferraumdeckels entspricht. Des weiteren nimmt die minimal erreichbare Wanddicke mit größerem Fließweg deutlich zu. Bei einem Fließweg von 1000 mm beträgt die minimal mögliche Wanddicke des Bauteils in etwa 3 mm /Mertz99/.

Aufgrund der typischen rauhen Gußoberflächen lassen sich großflächige, lackierte Sichtflächen derzeit nur mit erheblichem Nachbearbeitungsaufwand in der für Automobilkarosserien geforderten Qualität herstellen.

Eine Variante des Druckgießens ist das „Preßgießen“ oder auch „Squeeze Casting“ von Magnesiumlegierungen, bei dem geringe Füllgeschwindigkeiten sowie die Erstarrung unter hohem Druck zu Gußstücken mit geringem Porengehalt und feinkörnigem Gefüge führen /Kainer97/.

Als weitere Möglichkeit zur Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen sind spanende Fertigungsverfahren (z.B. Drehen, Fräsen, Bohren) zu nennen. Magnesiumlegierungen gelten als gut spanbar und zeichnen sich im Vergleich zu anderen Metallen

insbesondere durch geringe Zerspankräfte und daraus resultierende niedrige mechanische Werkzeugbelastungen aus. Es kann grundsätzlich mit hohen Schnittgeschwindigkeiten gearbeitet werden, jedoch treten starke adhäsive Effekte zwischen den meisten Schneidstoffen und dem zu bearbeitenden Werkstoff auf. Diese Effekte nehmen mit steigender Schnittgeschwindigkeit zu /Tönshoff97/. Ein weiteres Problem ist die leichte Endzündbarkeit von kleinen Magnesiumspänen und -stäuben, die zu strengen Sicherheitsauflagen für magnesiumverarbeitende Anlagen führen.

Mittels umformender Verfahren hergestellte Bauteile aus Magnesiumlegierungen weisen aufgrund des beanspruchungsgerechten Faserverlaufes, des feinkristallinen Gefüges und des Fehlens von Gefügefehlern wie Seigerungen oder Poren sehr vorteilhafte technologische Eigenschaften auf /Kehler95/. Dem großen Potential umformtechnisch hergestellter Bauteile aus Magnesiumlegierungen steht jedoch derzeit noch ein unzureichender Kenntnisstand über das spezifische Materialverhalten bei der Umformung gegenüber. In aktuellen Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der Massivumformung von Magnesiumknetlegierungen werden die grundlegenden Materialeigenschaften sowie die Verarbeitungsparameter zur Herstellung von geschmiedeten Bauteilen untersucht /Doege97/, /Chabbi98/. Demgegenüber wird das Strangpressen zur Herstellung von Voll- und Hohlprofilen aus Magnesiumknetlegierungen bereits industriell angewandt /Becker99/.

Im Bereich der Verarbeitung von Magnesiumlegierungen mittels blechumformender Verfahren herrschen dagegen gegenwärtig große Wissensdefizite. Aktuelle Forschungsarbeiten haben die Erarbeitung von Grundlagen zur Herstellung von Feinblechen aus neuen Magnesiumlegierungen /Wagner98/ sowie die Untersuchung der Umformgrenzen von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen unter Streck- und Tiefziehbedingungen zum Ziel /Doege99/, /Dröder99a/.

Pulvermetallurgische Verfahren zur Herstellung von Präzisionsbauteilen haben einen festen Platz unter den Fertigungsverfahren erobert. Während im Bereich der Werkstoffe auf Eisenbasis bereits verschiedene Anwendungen im Bereich des Getriebe- und Motorenbaus bekannt sind, beschränkt sich die pulvermetallurgische Verarbeitung von Leichtmetallen heute noch auf wenige Anwendungsbeispiele. Ein großer Vorteil der pulvermetallurgischen Verarbeitung ist die Möglichkeit zur Erschließung neuer Legierungssysteme. Die Möglichkeiten der Pulvermetallurgie zur Verarbeitung moderner Magnesiumlegierungen wurde im Rahmen der DFG-Forschergruppe Ha 1213/28-3 „Herstellung, Verarbeitung und Prüfung von Superleichtlegierungen auf Magnesium-Lithium-Basis“ untersucht /Doege 92/, /Haferkamp92/, /Haferkamp96/.

3.4 Grundlagen der Blechumformung

Tiefziehen ist nach DIN 8584 ein Fertigungsverfahren des Zugdruckumformens, bei dem ein ebener Blechzuschnitt zu einem Hohlkörper umgeformt wird. Dabei wird ein Werkzeug, bestehend aus Stempel, Matrize und Niederhalter, eingesetzt. **Bild 3.6** zeigt den prinzipiellen Werkzeugaufbau sowie die Bezeichnungen beim rotationssymmetrischen Tiefziehen.

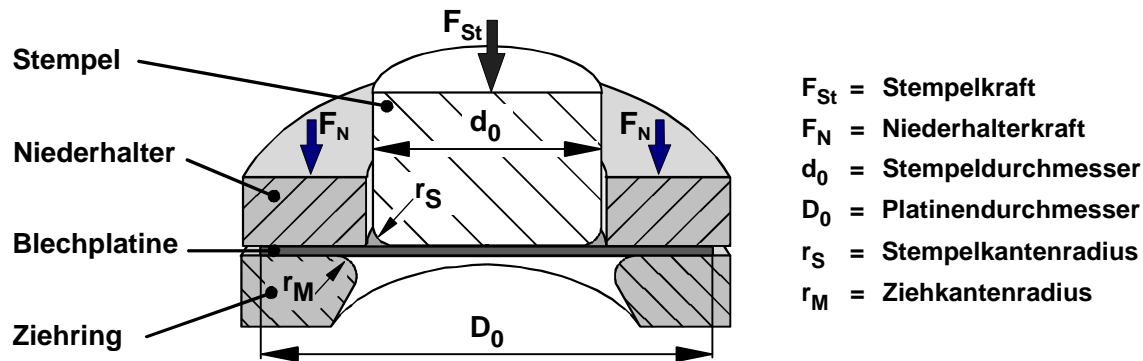


Bild 3.6: Prinzipieller Werkzeugaufbau und Bezeichnungen beim Tiefziehen

Bis zur vollständigen Ausbildung des Ziehteilbodens wird der Werkstoff weitestgehend durch eine zweiachsige Zugspannung (Streckziehbeanspruchung) ausgeformt. Die Umformung erfolgt dabei aus der Blechdicke. Erreicht der Betrag der über den Stempel eingeleiteten Kraft die zum Flanscheinzug erforderliche Kraft, beginnt die Tiefziehphase, bei der sich im Flansch radiale Zug- sowie tangentiale Druckspannungen ausbilden (**Bild 3.7**). Der Faltenbildung im Flanschbereich aufgrund der tangentialen Druckspannungen wird durch die Verwendung eines Niederhalters entgegengewirkt.

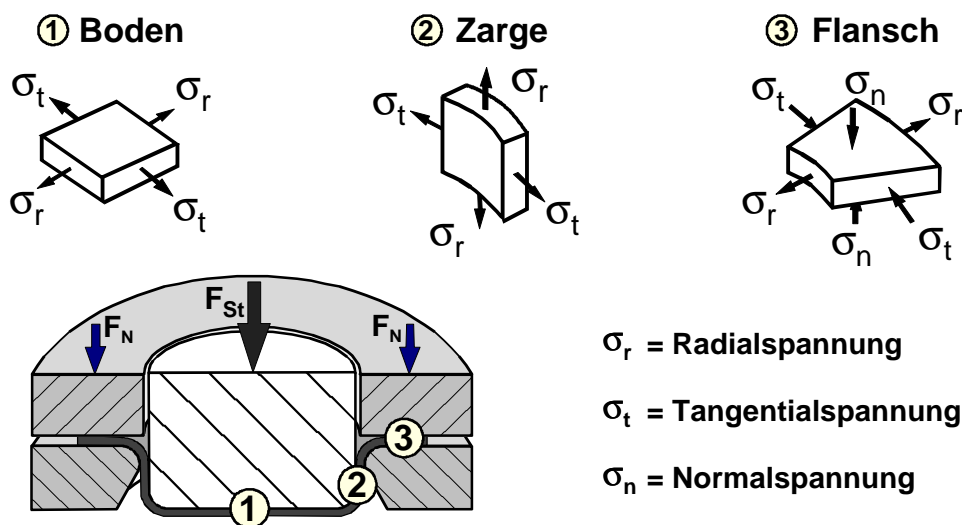


Bild 3.7: Spannungszustände in den einzelnen Ziehteilbereichen während der Umformung

Kennzeichnend für die Tiefziehphase ist die mittelbare Krafteinleitung. Die zur Umformung notwendige Kraft wird nicht unmittelbar vom Werkzeug in die Umformzone eingeleitet, sondern mittelbar vom Stempel über den Boden und die Zarge des Werkstücks.

Die Kenntnis der Umformgrenzen ist für die Voraussage des Versagensfalles von entscheidender Bedeutung. Neben den Eigenschaften des umzuformenden Blechwerkstoffes wirken die Werkzeuggeometrie, die Reibungsbedingungen sowie das System Werkzeug/Maschine als wesentliche Einflußgrößen auf den Umformprozeß ein /Doege76/.

In der industriellen Praxis wird das Tiefziehen größtenteils bei Raumtemperatur ohne äußere Zufuhr von Wärme durchgeführt. Das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen zur Steigerung des Umformvermögens eignet sich für Werkstoffe, die sich durch eine zunehmende Dehnung und abnehmende Festigkeit bei steigender Temperatur auszeichnen, wie z.B. Al-Legierungen. Bei Stahlblechen kann im Bereich der Warmsprödigkeitsgrenze von $T = 200\text{ C}$ aufgrund der abnehmenden Dehnung und ansteigenden Festigkeit keine Verbesserung der Tiefziehfähigkeit gegenüber der Kaltumformung erreicht werden /Oehler73/.

3.5 Grundlagen der Umformung von Magnesiumlegierungen

Zur Verarbeitung von Magnesiumknetlegierungen mittels blechumformender Verfahren sind nur wenige aktuelle Untersuchungen bekannt. Eine wesentliche Einflußgröße bei der Umformung von Magnesiumlegierungen ist die Umformtemperatur. Magnesium besitzt eine hexagonale Gitterstruktur und weist bei Raumtemperatur nur ein geringes Verformungsvermögen auf. Dagegen besitzt dieses Material im Temperaturbereich über $T = 225^\circ\text{C}$ eine sehr hohe Formänderungsfähigkeit /Wilkinson41/.

In **Bild 3.8** sind die prinzipiellen Einflußgrößen auf das Umformvermögen bei erhöhten Temperaturen nach *Spittel* dargestellt /Spittel89/. Diese sind auch bei der Umformung von Magnesiumlegierungen von Bedeutung.

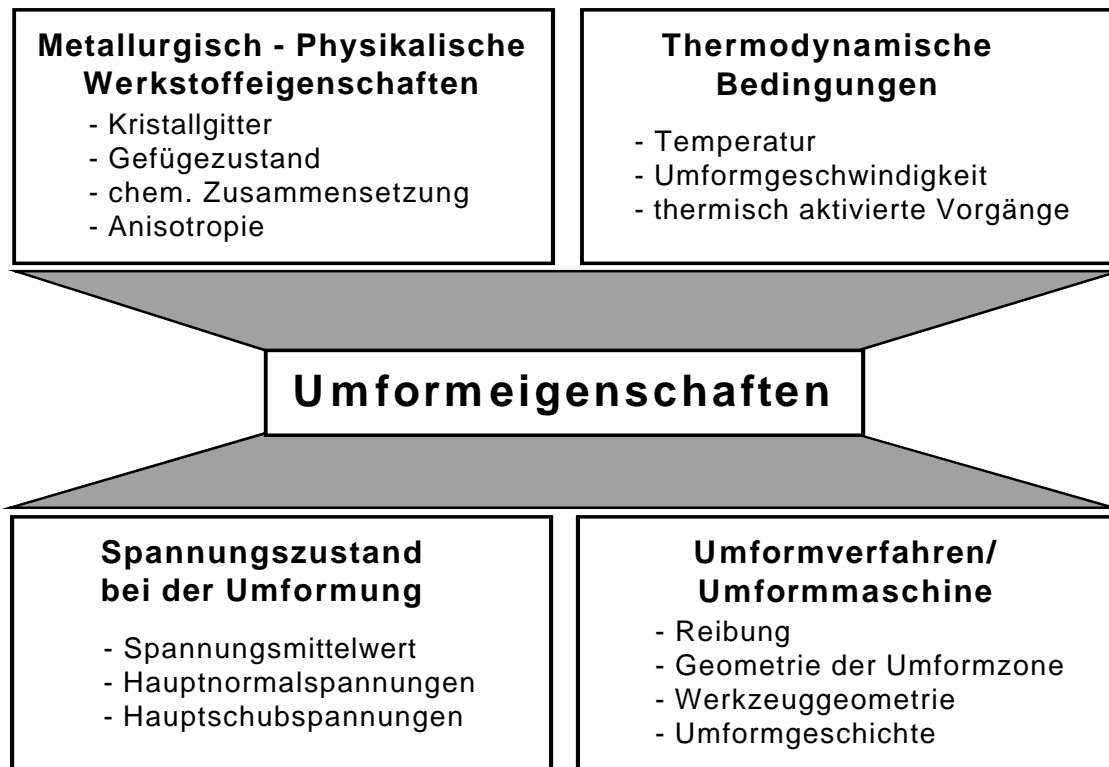


Bild 3.8: Einflußgrößen beim Warmumformen nach /Spittel89/

3.5.1 Mikrostrukturelle Vorgänge beim Umformen von Magnesium

Die temperaturabhängigen Vorgänge im Kristallgitter, die zur Erhöhung des Umformvermögens von Magnesiumlegierungen führen, wurden in früheren Arbeiten umfassend untersucht. Die im vorherigen Abschnitt erwähnte Erhöhung der Plastizität, die je nach Legierungsanteilen im Bereich von $200\text{ °C} \leq T \leq 225\text{ °C}$ stattfindet, wurde von *Siebel* beschrieben /Siebel40/. Bei Reinformmagnesium wird diese Temperatur mit $T = 225\text{ °C}$ angegeben. Die Untersuchungen von *Roberts*, *Raynor* und *Chapman* haben gezeigt, daß bis zu einer Temperatur von $T = 225\text{ °C}$ im wesentlichen ein Gleiten in der Basisebene ((0001)-Ebene) des hexagonalen Kristallgitters erfolgt (siehe **Bild 3.9a**) /Chapman63/, /Roberts60/, /Raynor59/. Die Gleitrichtung in der Basisebene ist dabei definiert durch die Richtung der dichtest gepackten Atomreihe (z.B. Richtung $[11\bar{2}0]$), siehe **Bild 3.9b**.

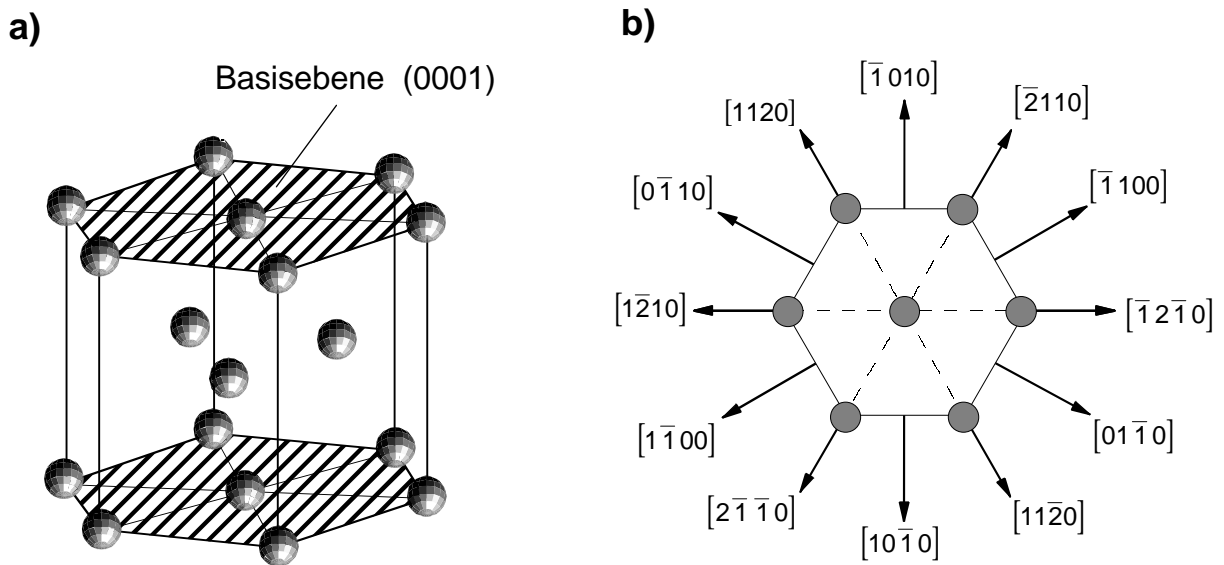


Bild 3.9: a) Basisebene im hexagonalen Gitter b) Richtungen in der Basisebene

Neben dem Gleiten in der Basisebene wurde die Zwillingsbildung als weiterer Verformungsmechanismus bei Raumtemperatur erkannt. Als Zwillingsbildung wird eine Scherverformung bezeichnet, bei der ein Kristallbereich in eine zur Ausgangslage (Matrix) spiegelsymmetrische Lage überführt wird. Die Spiegelebene wird dabei als Zwillingslebene bezeichnet (**Bild 3.10**).

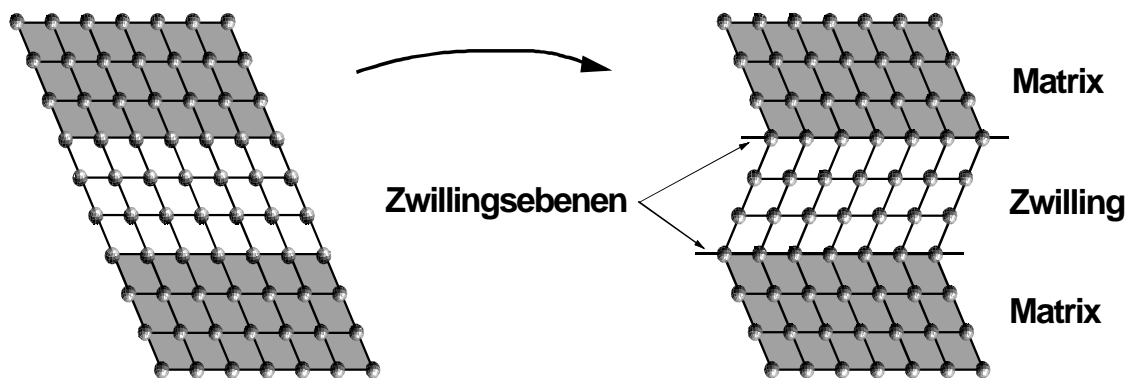


Bild 3.10: Prinzip der Zwillingsbildung

Die Zwillingsbildung erfolgt hauptsächlich in den Pyramidalebene 2. Ordnung vom Typ 1 ($\{10\bar{1}2\}$ -Ebenen), siehe **Bild 3.11**.

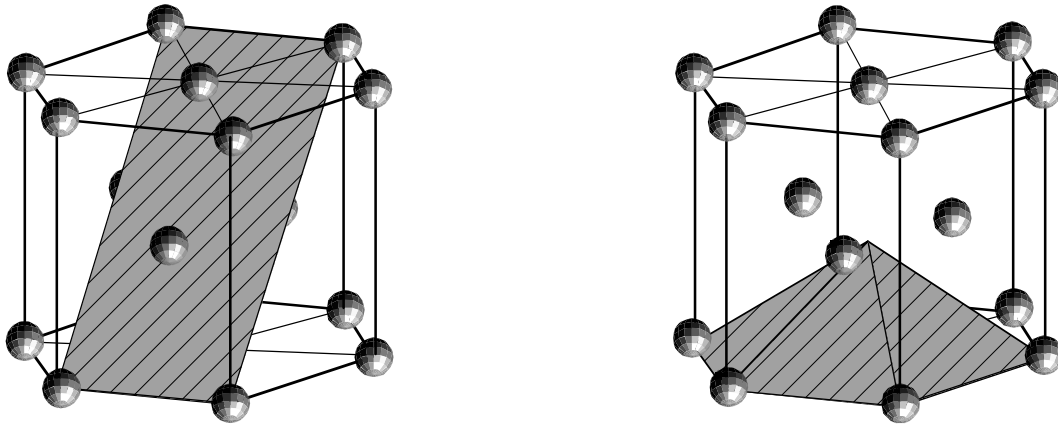


Bild 3.11: Pyramidalebene 2. Ordnung, Typ 1 (Ebenengruppe $\{10\bar{1}2\}$)

Bei einer Temperatur von $T > 225\text{ °C}$ werden weitere pyramidale Gleitebenen ($\{10\bar{1}1\}$ -Ebenen) aktiviert (**Bild 3.12**). Dieser Effekt ist auf die gestiegene Beweglichkeit der Atome in der Matrix zurückzuführen. Die zusätzlichen Gleitebenen bewirken den sprunghaften Anstieg der plastischen Verformbarkeit. Von *Reed/Hill* und *Robertson* wurde gezeigt, daß diese Gleitsysteme in Einkristallen bereits bei Raumtemperatur aktiviert werden, wenn zwischen der Basisebene des Kristalls und der Spannungsrichtung ein Winkel von 6° eingehalten wird /Reed-Hill57/, /Reed-Hill58/.

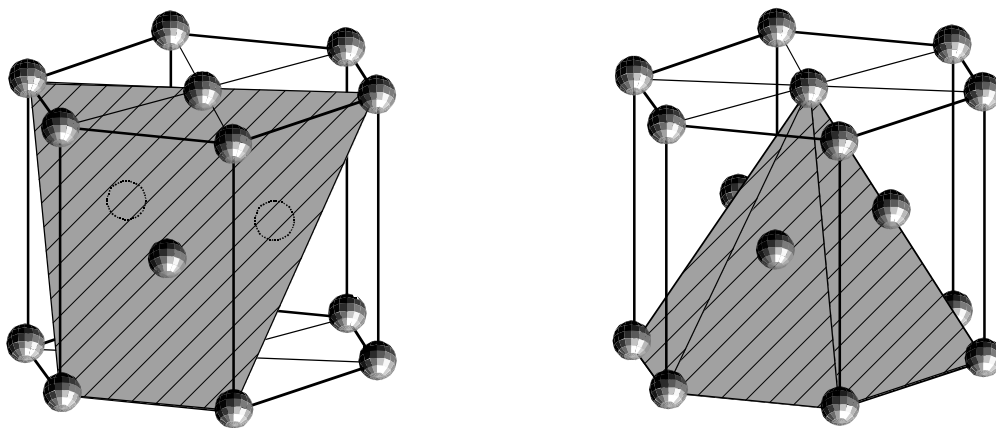


Bild 3.12: Pyramidalebene 1. Ordnung, Typ 1 (Ebenengruppe $\{10\bar{1}1\}$)

Ein weiterer Verformungsmechanismus im Magnesium-Kristall ist das Gleiten von Versetzungen auf prismatischen Ebenen /Hauser58/. Bei geringen Dehnungsgeschwindigkeiten und einer Temperatur von ca. 260 °C wird ein alternierendes pyramidales und prismatisches Gleiten im Magnesium-Kristall vermutet, welches zu welligen Gleitbändern auf der Werkstoffoberfläche führt /Chaudhuri55/.

3.5.2 Umformen von Feiblechen aus Magnesiumknetlegierungen

Empfehlungen für die Werkzeuggeometrie beim Biegen und Tiefziehen der Magnesiumlegierung AZ31B-O werden von der DOW Chemical Company gegeben /DOW84/. Geringe Umformungen sind danach bereits bei Raumtemperatur möglich, wenn große Werkzeugradien gewählt werden. Allerdings sollten kalt umgeformte Teile aus AZ-Legierungen sowie HM/HK-Legierungen nach dem Umformen spannungsarm gegläht werden, um Spannungsrißkorrosion zu vermeiden. Empfehlungen für die dabei zu wählenden Glüh-temperaturen und die notwendigen Haltedauern werden von /Taylor69/ angegeben.

Detaillierte Angaben für die kleinsten möglichen Radien beim Biegen von Magnesiumblechen im Temperaturbereich von $T = 21\text{ °C}$ bis $T = 371\text{ °C}$ werden von verschiedenen Autoren angegeben (**Tabelle 3.3**). Der minimale Biegeradius nimmt danach mit steigender Umformtemperatur deutlich ab.

Tabelle 3.3: Minimale Biegeradien für Magnesiumbleche /Bauccio93/, /Taylor69/

Temperatur [°F] / [°C]	minimaler Biegeradius als Vielfaches der Ausgangsblechdicke [mm]						
	AZ31B-O	AZ31B- H24	ZE10A-O	ZE10A- H24	HK31A-O	HK31A- H24	HM21A- T8
70 / 21	5,5	8,0	5,5	8,0	6,0	13,0	9,0
300 / 149	4,0	6,0	4,0	6,0	6,0	13,0	9,0
400 / 204	3,0	3,0	3,0	-	5,0	9,0	9,0
500 / 260	2,0	2,0	2,0	-	4,0	8,0	9,0
600 / 316	-	-	-	-	3,0	5,0	8,0
700 / 371	-	-	-	-	2,0	3,0	6,0

Eine Empfehlung für die Werkzeugradien beim Tiefziehen rechteckiger Teile mit einem beheizten Werkzeug wurde von /Taylor69/ gegeben (**Tabelle 3.4**). Die dabei einzustellenden Temperaturen im Ziehring (T_{ZR}), Niederhalter (T_{NH}) und Stempel (T_{ST}) werden mit $T_{ZR} = 600\text{ °F}$ ($= 316\text{ °C}$), $T_{NH} = 650\text{ °F}$ ($= 343\text{ °C}$) und $T_{ST} = 450\text{ °F}$ ($= 232\text{ °C}$) angegeben. Die Werte für den Stempelkantenradius sowie den Ziehringradius gelten ebenfalls für die Herstellung runder Ziehteile.

Tabelle 3.4: Empfohlene Werkzeugradien für das Tiefziehen rechteckiger Teile aus Magnesiumblechen mit beheiztem Werkzeug /Taylor69/

	Minimum	Empfehlung
Stempelkantenradius	$3s_0$	$4s_0$
Ziehringradius	$4s_0$	$6s_0$
Eckenradius ($h =$ Ziehtiefe des Teils)	$h/20$	$h/12$

Eine von den Werten nach /Taylor69/ abweichende ideale Temperatureinstellung im Werkzeug für das Tiefziehen der Magnesiumlegierung AZ31 wird von *Emley* angegeben. Danach sollte die Ziehring- und Niederhaltertemperatur $T = 290\text{ °C}$, die Stempeltemperatur $T = 95\text{ °C}$ betragen. Es wird darauf hingewiesen, daß der Stempel nicht separat beheizt werden braucht, sondern sogar eine Wasserkühlung notwendig sein kann, um diese optimale Temperatur dauerhaft gewährleisten zu können /Emley66/.

Boyer gibt die Prozeßgrenzen beim Tiefziehen von Magnesiumblechen aus der Legierung AZ31B in Form einer maximalen prozentualen Durchmesserreduzierung R_{\max} an. Diese ist definiert zu:

$$R_{\max} = \frac{D_{0,\max} - d_0}{D_{0,\max}} \cdot 100\% \quad (3.1)$$

mit $D_{0,\max}$ = maximal umformbarer Rondendurchmesser, d_0 = Stempeldurchmesser

Aus der maximalen Durchmesserreduzierung R_{\max} läßt sich das Grenzziehverhältnis $\beta_{0,\max}$ zu

$$\beta_{0,\max} = \frac{D_{0,\max}}{d_0} = \frac{1}{\frac{R_{\max}}{100\%} - 1} \quad (3.2)$$

berechnen.

Bei der Kaltumformung kann für weichgeglühte Magnesiumlegierungen eine maximale prozentuale Durchmesserreduzierung R_{\max} von ca. 15-25 % erreicht werden (AZ31B-O: $R_{\max} = 20\%$). Für das temperierte Tiefziehen im Temperaturbereich zwischen 130 °C und 260 °C angegebenen maximale prozentuale Durchmesserreduzierungen der Legierungen AZ31B-O und AZ31B-H24 (Blechdicke $s_0 = 1,63\text{ mm}$) sind in **Bild 3.13** dargestellt. Die Versuche wurden mit einem Stempeldurchmesser von $d_0 = 38\text{ mm}$ bei sehr geringen Ziehgeschwindigkeiten von 38 mm/min und 508 mm/min durchgeführt /Boyer86/.

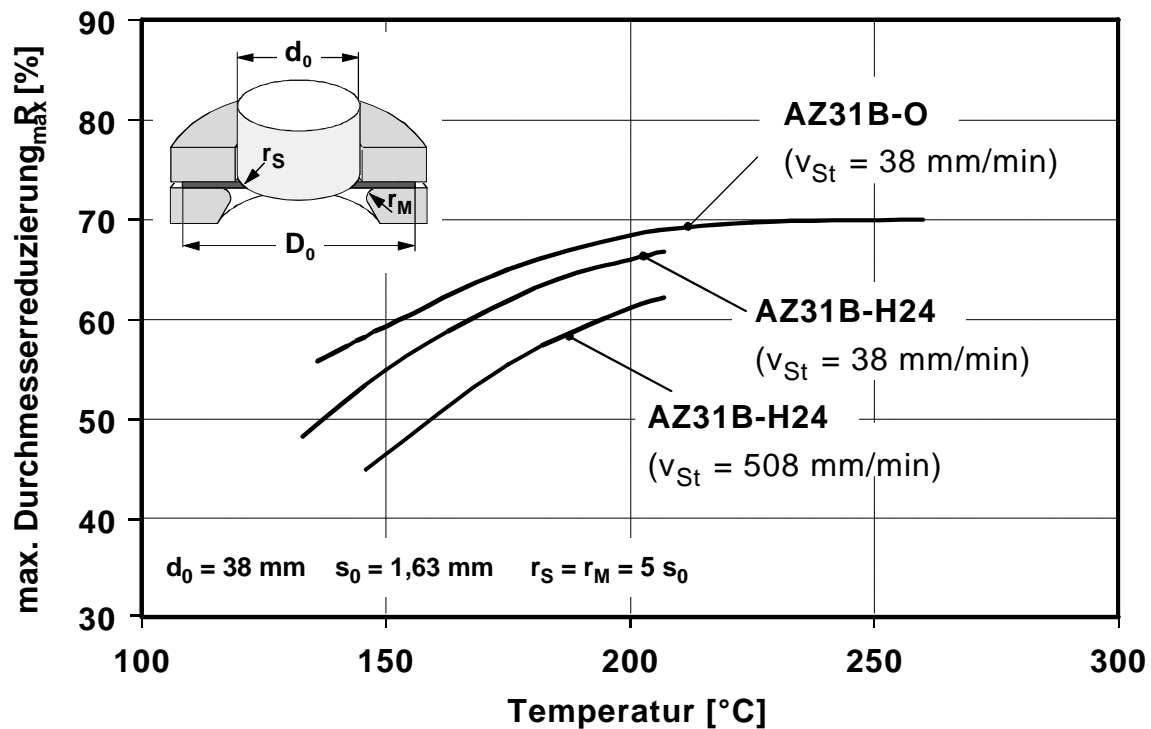


Bild 3.13: Maximal mögliche Durchmesserreduzierung beim Tiefziehen der Legierung AZ31B nach /Boyer86/

Für große Umformgrade wird die Verwendung von Magnesiumblechen im weichgeglühten Zustand (Wärmebehandlungszustand „O“, siehe **Anhang 3.1**) empfohlen, da größere maximale Durchmesserreduzierungen im Vergleich zu kaltverfestigten Legierungen (Wärmebehandlungszustand „H“) erreicht werden. Bei der Umformung kaltverfestigter Legierungen besitzen die Höhe der Temperatur sowie die Dauer der Temperatureinwirkung während der Umformung einen wesentlichen Einfluß auf die finalen Festigkeitseigenschaften der Bauteile. Für die Magnesiumlegierung AZ31B-H24, (Blechdicke $s_0 = 1,63$ mm) werden die Zugfestigkeit R_m , die Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie die Druckfestigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur und der Dauer der Temperatureinwirkung angegeben /Boyer86/, /Semiatin88/.

In den Arbeiten von *Winkler* wird der Einfluß der Temperatur auf die Umformeigenschaften beim Tief- und Streckziehen der Magnesiumlegierungen AZ31, AM503 und AZ61 untersucht /Winkler45/. Bei dem Werkstoff AZ31 wurde eine maximale prozentuale Durchmesserreduktion von ca. 70% bei einer Umformtemperatur von $T = 230$ °C erreicht. Bei den Legierungen AZ61 und AM503 liegen die Temperaturen der optimalen Tiefziehfähigkeit höher, was mit den unterschiedlichen Verhältnissen von Festigkeit zu Dehnung im Vergleich zur Legierung AZ31 begründet wird /Emley66/.

Taylor weist darauf hin, daß eine Erhöhung der Ziehgeschwindigkeit zu einer geringeren maximalen Durchmesserreduzierung R_{max} führt. Deshalb sollten für komplexere Teile hydraulische Pressen eingesetzt werden, da diese gegenüber mechanischen Pressen geringere Stoßgeschwindigkeiten aufweisen /Taylor69/.

Das Streckziehen von Magnesiumblechen sollte bei Temperaturen im Bereich zwischen $T = 165\text{ °C}$ und $T = 290\text{ °C}$ mit geringer Geschwindigkeit erfolgen /Boyer86/. Zur Kennzeichnung der Streckzieheigenschaften wird der Streckziehgrad

$$P = \frac{L - S}{S} \cdot 100\% \quad (3.3)$$

mit: L = Länge der Blechabwicklung nach dem Strecken
 S = Länge der Blechabwicklung vor dem Strecken

herangezogen.

Für Magnesiumblech wird ein maximaler Streckziehgrad von $P_{\max} \approx 15\%$ angegeben. Aufgrund der geringen Rückfederung beim temperierten Streckziehen reicht ein „Überstrecken“ um ca. 1% aus, um die Sollgeometrie zu erreichen. Durch die Umformung bei erhöhten Temperaturen werden Maßabweichungen infolge Rückfederung gegenüber dem klassischen Umformen bei Raumtemperatur reduziert /Gillespie66/.

Die optimale Temperatur zum Streckziehen von Magnesiumblechen wird aus den Verläufen der Dehnung sowie der Zugfestigkeit über der Temperatur abgeleitet /Emley66/. Die Legierung AZ31B-O weist im Temperaturbereich zwischen $T = 150\text{ °C}$ und $T = 225\text{ °C}$ nur eine sehr geringe Zunahme der Dehnung auf, während die Zugfestigkeit in diesem Bereich deutlich abnimmt. Daraus ist abzuleiten, daß eine Streckziehoperation eher am unteren Ende dieses Temperaturintervalls durchgeführt werden sollte, da hier eine deutlich höhere Festigkeit (und somit eine größere übertragbare Spannung) bei nur unwesentlich geringeren Dehnungswerten vorliegt. Für AZ31 wird ein Temperaturbereich von $T = 130\text{ °C}$ bis $T = 180\text{ °C}$ für das Streckziehen empfohlen /Emley66/.

Die Eignung von Magnesiumblechen zur superplastischen Umformung wird von verschiedenen Autoren beschrieben. Unter Superplastizität wird die Fähigkeit eines Werkstoffes verstanden, unter definierten Bedingungen sehr hohe Verformungsgrade von mehreren 100% ohne örtliche Einschnürung oder Bruch zu ertragen. Werkstoffseitige Voraussetzungen für eine superplastische Umformung sind:

- ein homogenes und feinkörniges Gefüge (Korngrößen $< 10\text{ }\mu\text{m}$),
- eine hohe Gefügestabilität gegen Kornwachstum im relevanten Temperaturbereich ($T \geq 0,5 T_S$) und
- eine starke Abhängigkeit der Fließspannung von der Formänderungsgeschwindigkeit (Geschwindigkeitsexponent $m > 0,3$).

Ein Maß für die Abhängigkeit der Fließspannung von der Formänderungsgeschwindigkeit ist der Geschwindigkeitsexponent m . Unter der Voraussetzung, daß für den Zusammenhang

zwischen der Fließspannung k_f und der Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ in guter Näherung die Beziehung

$$k_f = C \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (3.4)$$

gilt, ergibt sich der Geschwindigkeitsexponent m zu:

$$m = \frac{\partial \ln k_f}{\partial \ln \dot{\epsilon}} . \quad (3.5)$$

In Untersuchungen von *Tilman* und *Neumeier* zum superplastischen Umformen von Feinblechen aus Magnesiumlegierungen wurde nachgewiesen, daß die Legierungen AZ31B, AZ61A, ZK60A, ZW1 und ZW3 superplastische Eigenschaften aufweisen /Tilman82/. Neben der Ermittlung von Geschwindigkeitsexponenten, maximal möglichen Dehnungen und dem Einfluß der superplastischen Verformung auf die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe wurden Umformversuche mit einer halbkugelförmigen Werkzeuggeometrie durchgeführt. Die Arbeiten von *Solberg et al.* zeigen, daß die Magnesiumlegierung AZ91 superplastische Eigenschaften aufweist und Dehnungen von über 1000 % im Zugversuch erreicht werden können. Die während der superplastischen Umformung auftretenden Poren führen jedoch zu einer Abnahme der Festigkeit und des Dehnungsvermögens bei Raumtemperatur /Solberg91/. Das Umformverhalten der Magnesiumbasislegierung MA8 (1,5 % Mn, 0,3 % Ce) mit unterschiedlichen Korngrößen wurde von *Valiev et al.* untersucht. Im Vergleich zu der Legierung mit einer Korngröße von $d = 10 \mu\text{m}$ wurden bei der feinkörnigeren Legierung ($d = 0,3 \mu\text{m}$) eine geringere Verfestigung sowie deutlich größere Fließspannungen festgestellt. Die Untersuchungen zum superplastischen Umformen dieser Legierungen zeigten, daß im Falle der feinkörnigen Variante ($d = 0,3 \mu\text{m}$) eine um ca. 220 °C geringere Temperatur ausreichend ist, um vergleichbare superplastische Eigenschaften zu erreichen wie die Legierung mit $d = 10 \mu\text{m}$ /Valiev91/, /Valiev93/. *Mabuchi et al.* zeigten ferner am Beispiel der Magnesiumlegierungen AZ91, ZK60 und ZK61, daß die optimale Formänderungsgeschwindigkeit für die superplastische Umformung mit kleinerer Korngröße deutlich zunimmt /Mabuchi97/. *Yang et al.* untersuchten und modellierten die Verformungsmechanismen in Proben aus der Magnesiumlegierung MA8 mit feinkörnigen ($d = 10 \pm 1,5 \mu\text{m}$) und grobkörnigen Bereichen ($d = 100 \pm 8 \mu\text{m}$). Sie wiesen nach, daß der Effekt des Korngrenzgleitens überwiegend in den feinkörnigen Bereichen auftritt, während bei der Verformung der grobkörnigen Bereiche vermehrt Gleitlinien innerhalb der Körner auftraten /Yang92/.

3.6 Prozeßtechnik für das Tiefziehen bei erhöhten Temperaturen

Wärme wurde bei der Herstellung von Blechformteilen erstmals von der amerikanischen Luft- und Raumfahrtindustrie gezielt angewendet, um schwer umformbare Werkstoffe, wie

Untersuchungen von *Schmoeckel* zeigten, daß mit einem beheizten Ziehring und Niederhalter sowie einem flüssigkeitsgekühlten Stempel eine deutliche Steigerung des Grenzziehverhältnisses bei der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 erreicht werden kann. Bei einem Modelltiefziehversuch mit einem rotationsymmetrischen Werkzeug (Stempel-Ø: 100 mm) wurde das Blech zusätzlich mit Preßluft von der dem Stempel abgewandten Seite gekühlt. Hierdurch wurde nochmals eine erhebliche Steigerung des Grenzziehverhältnisses erreicht /Schmoeckel94/, /Schmoeckel95/.

Weitere Untersuchungen zum temperierten Umformen mit dem in **Bild 3.15** dargestellten Tiefziehwerkzeug ergaben, daß mit einer partiellen Beheizung im Niederhalter- bzw. Matrizenbereich deutlich bessere Ziehergebnisse gegenüber einem homogen erwärmten Werkzeug erreicht werden können. Über dem Umfang des Niederhalters und der Matrize ließen sich Temperaturunterschiede von bis zu 60 °C ohne örtliche Kühlung realisieren /Schmoeckel94/.

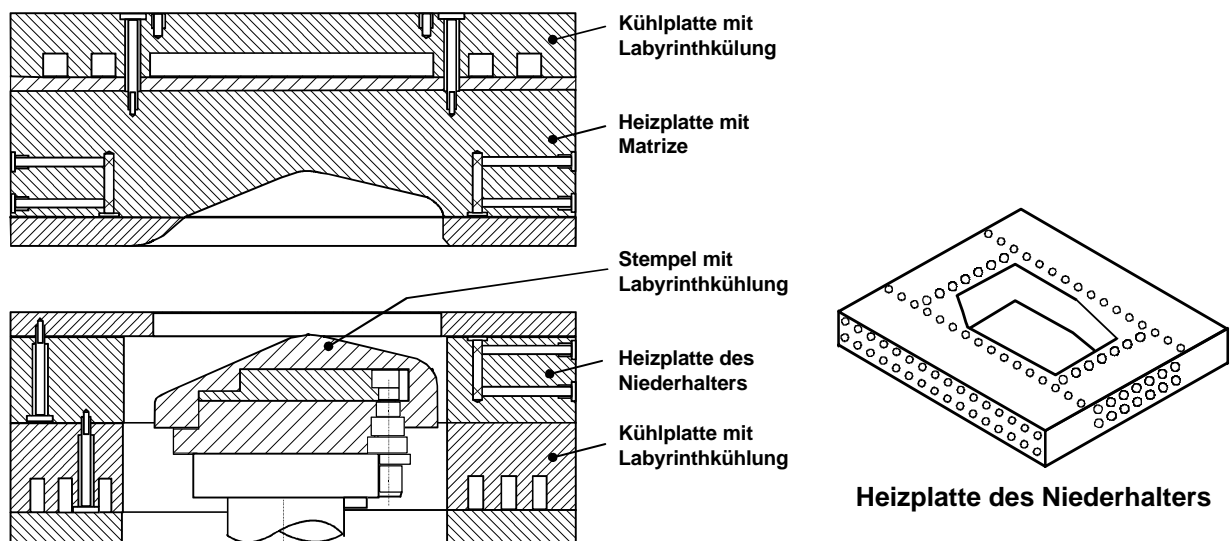


Bild 3.15: Aufbau des beheizbaren Versuchswerkzeugs /Schmoeckel94/

Von *Lange* wurde ein rotationsymmetrisches Tiefziehwerkzeug mit Halbkugelstempel (Stempeldurchmesser $d_0 = 100$ mm) eingesetzt, bei dem Niederhalter, Ziehring und Stempel bis zu einer Temperatur von 100 °C unabhängig voneinander beheizt werden können. Am Beispiel von Stahlblechen wurde damit der Einfluß der Temperaturführung im Umformwerkzeug auf die Formänderungszustände am Tiefziehteil untersucht. Es wurde beobachtet, daß bei einer Erwärmung des Niederhalters und des Zieh rings die Tiefzieheigenschaften verbessert werden. Dagegen kam es bei Erwärmung des Ziehstempels zu einem vorzeitigen Versagen im Bodenbereich der Ziehteile /Lange76/. Weitere Untersuchungen belegen, daß bereits eine geringfügige Senkung der Stempeltemperatur zu einer signifikanten Erhöhung der erreichbaren Ziehtiefe bei der Umformung von Stahlblechen führt /Daeyong94/, /N.N.77/.

Eine weitere Verfahrensvariante zum Umformen von Magnesiumblechen bei erhöhten Temperaturen ist das Ziehen gegen ein Gummikissen /Taylor69/, /Dart76/. Im Gegensatz zu herkömmlichen Tiefziehwerkzeugen wird bei dieser Technik keine starre Matrize aus Stahl oder Guß verwendet, sondern das Ziehteil wird vom Stempel in ein nachgiebiges Kissen aus Gummi gedrückt (siehe **Bild 3.16**). Mit speziellen Gummimischungen ist das Umformen bei Temperaturen von bis zu $T = 315\text{ °C}$ möglich. Entscheidend für das Umformergebnis ist eine angepaßte Härte des Gummiblocks.

Zur Beheizung des Werkzeugs wird die Werkzeuggrundplatte mittels elektrischer Heizelemente erwärmt, so daß die Wärme durch Leitung in den formgebenden Stempel übertragen wird. Da das Gummi eine sehr geringe Wärmeleitfähigkeit besitzt, ist der Wärmeverlust über das Gummikissen sehr gering.

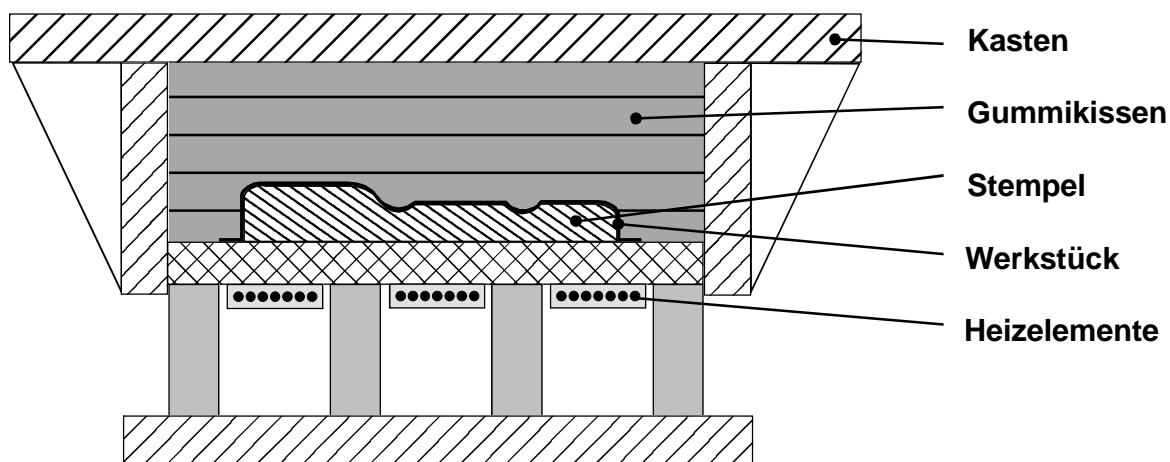


Bild 3.16: Werkzeugaufbau für das Ziehen von Magnesiumblechen gegen ein Gummikissen bei erhöhten Temperaturen nach /Taylor69/, /Semiatin88/

Magnesiumlegierungen weisen im Vergleich zu Aluminiumlegierungen und Stahl einen größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten auf. Um Maßungenaugkeiten bei der Abkühlung der umgeformten Teile zu vermeiden, ist die thermische Dehnung bei der Auslegung der Werkzeuggeometrie zu berücksichtigen /Taylor69/, /Semiatin88/.

3.6.2 Pressen für die Umformung bei erhöhten Temperaturen

Der Wunsch zur Bearbeitung moderner Werkstoffe führt zu neuen Anforderungen an die Werkzeugmaschine, denen durch angepaßte Konstruktionen entsprochen werden muß /Weck97/.

Eine Versuchspresse mit beheiztem Werkzeug für Streck- und Tiefziehversuche bei Temperaturen bis zu $T = 700\text{ °C}$ für hochfeste Legierungen wurde von *Barrett* vorgestellt. Stempel, Niederhalter und Ziehring werden dabei mittels elektrischer Heizpatronen

temperiert. Zur thermischen Entkopplung des Werkzeugs von der Maschine wurde eine Wasserkühlung vorgesehen /Barrett76/.

Bei der temperierten Umformung kann in der Praxis eine geringfügige Erwärmung des Maschinenstößels infolge Strahlung, Leitung oder freier Konvektion nicht ausgeschlossen werden. Die dabei auftretende thermische Dehnung ist folglich durch ein zusätzliches Führungsspiel zu berücksichtigen. Bei der Halbwarmumformung bietet sich der Einsatz von H-Führungen an, da thermische Dehnungen einseitig durch Flachführungen zugelassen werden und somit im Bereich der H-Führung weniger Spiel erforderlich ist (**Bild 3.17**) /Körner98/.

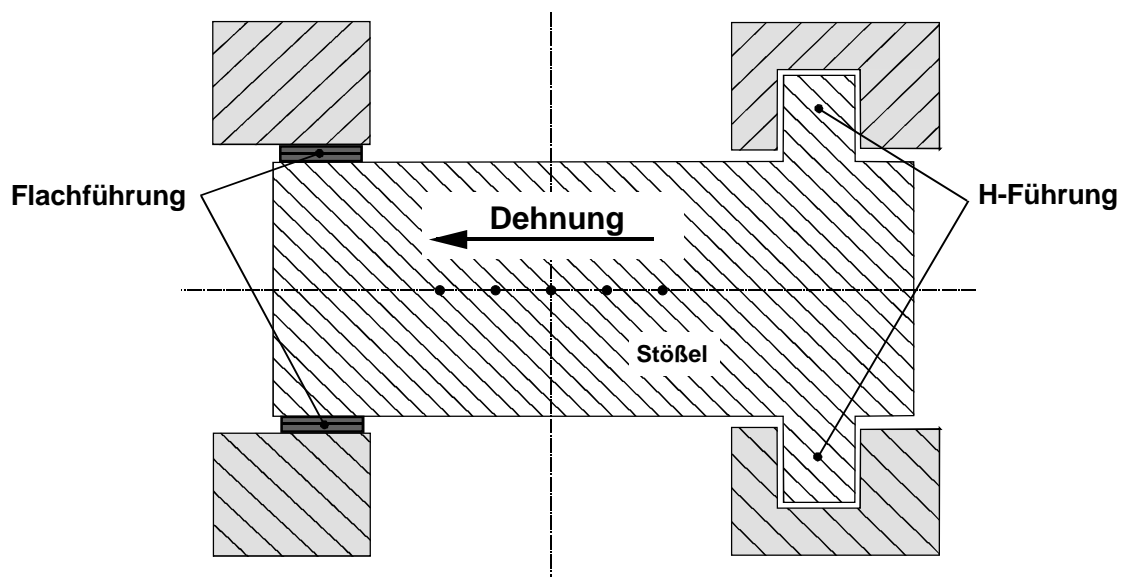


Bild 3.17: H-Führung für den Maschinenstößel nach /Körner98/

4 Untersuchung der Werkstoffeigenschaften von Magnesiumblechen

4.1 Versuchswerkstoffe

Zur Durchführung der experimentellen Untersuchungen wurden verschiedene Magnesiumknetlegierungen eingesetzt. Weiterhin wurden Referenzversuche mit einer Aluminiumlegierung durchgeführt. Die Legierungsbezeichnungen sowie die verwendeten Blechdicken sind in **Tabelle 4.1a** und **Tabelle 4.1b** aufgeführt.

Tabelle 4.1a: Untersuchte Magnesiumlegierungen /DIN1729-1/

	Legierungsbezeichnung (ASTM)	Werkstoffkurzzeichen (DIN 1729)	Werkstoffnummer (DIN 1729)	Blechdicke [mm]
1.	AZ31	MgAl3Zn	3.5312	1,3
2.	AZ31	MgAl3Zn	3.5312	1,0
3.	AZ61	MgAl6Zn	3.5612	1,0
4.	MN150	MgMn2	3.5200	1,0

Tabelle 4.1b: Untersuchte Aluminiumlegierung /DIN1725-1/

	Werkstoffkurzzeichen (DIN 1725)	Werkstoffnummer (DIN 1725)	Blechdicke [mm]
1.	AlMg4,5Mn0,4	3.3547	1,0

4.1.1 Legierungszusammensetzung und Ausgangsgefüge

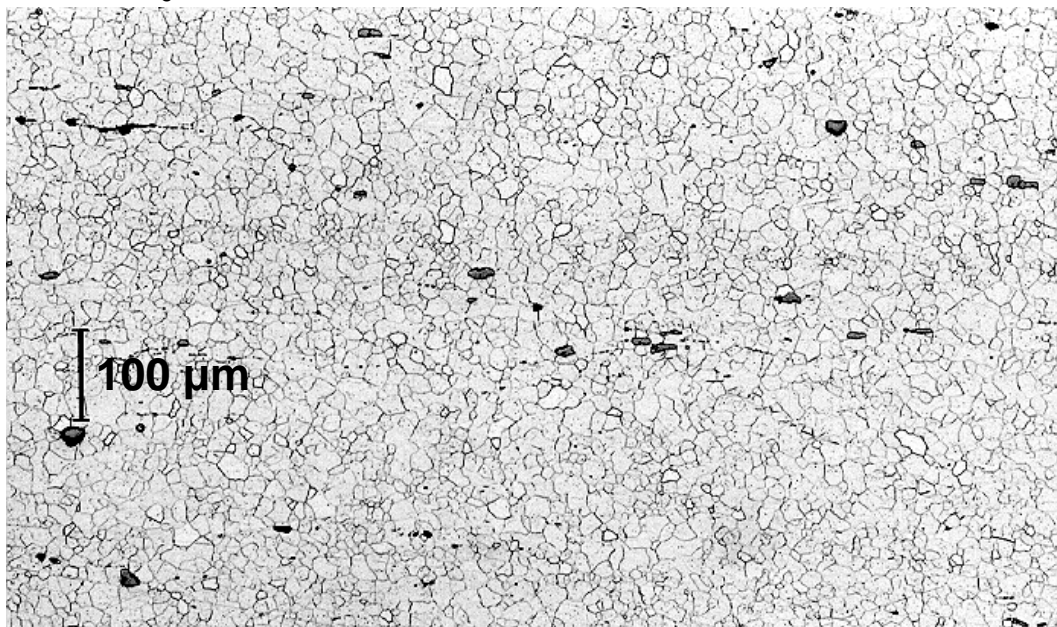
Die genauen Legierungszusammensetzungen der untersuchten Magnesiumbleche (Blechdicke $s_0 = 1,0$ mm) sind in **Tabelle 4.2** angegeben.

Die Hauptlegierungselemente der AZ-Legierungen sind Aluminium und Zink. Zur Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit dieser aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen wird üblicherweise zwischen 0,2 bis 0,4 % Mangan zulegiert /Brandes92/. Die Magnesiumlegierung MN150 besitzt ausschließlich Mangan als Legierungselement. Alle übrigen in Tabelle 4.2 aufgeführten Elemente sind nur in Spuren vorhanden.

Tabelle 4.2: Legierungszusammensetzung der untersuchten Magnesiumbleche /MEL99/

Legierung	Legierungsanteile [%]									
	Zn	Al	Si	Cu	Mn	Fe	Ni	Ca	Zr	andere
AZ31	0,86	3,0	<0,01	<0,01	0,22	0,002	<0,005	<0,01	<0,01	<0,3
AZ61	1,2	5,8	<0,01	<0,01	0,24	0,003	<0,001	<0,01	<0,002	<0,3
MN150	0,001	0,01	0,007	0,002	1,47	0,01	<0,002	<0,01	0,001	<0,3

In **Bild 4.1** bis **Bild 4.3** sind die Ausgangsgefüge der untersuchten AZ-Legierungen dargestellt. Die einzelnen Körner sind durch die Kontraste an den Korngrenzen deutlich zu erkennen. Die Gefügeschliffe lassen bei keiner der dargestellten Legierungen Verformungsbänder oder Zwillinge erkennen. Dies deutet darauf hin, daß beim Warmwalzen der Bleche oder während einer nachgeschalteten Glühoperation eine sekundäre Rekristallisation stattgefunden hat. Die dargestellten Schlibfbilder zeigen, daß bei allen Blechen deutlich unterschiedliche Korngrößen vorliegen. Die Magnesiumlegierung AZ31B in der Blechstärke von $s_0 = 1,3$ mm weist die geringsten, Legierung AZ61 die größten Korngrößen auf.

AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm**Bild 4.1:** Gefüge der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm (Lage: \perp zur WR)

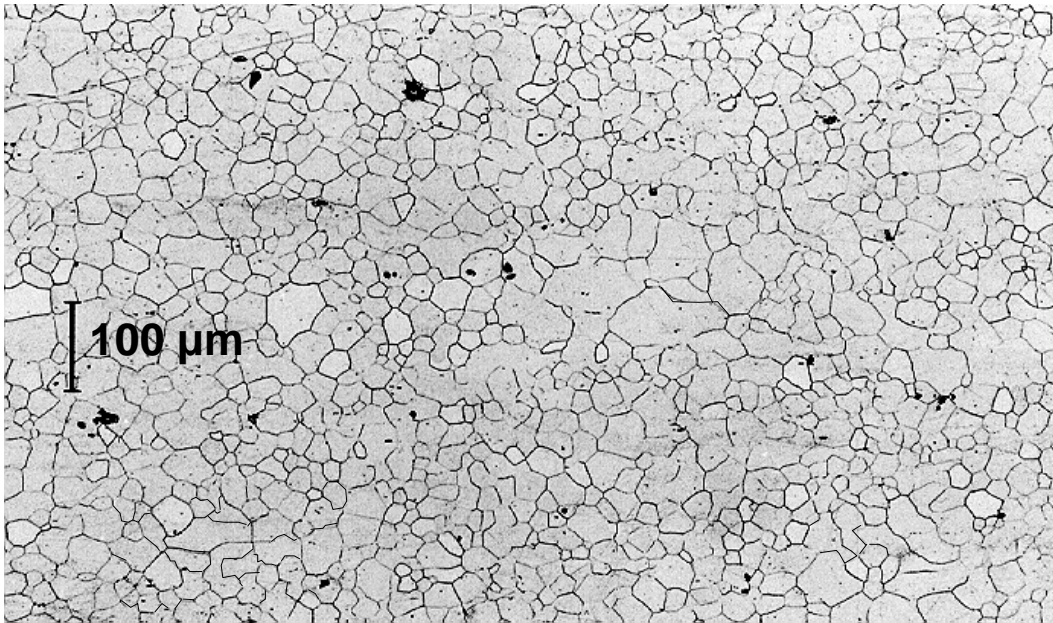
AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm

Bild 4.2: Gefüge der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm (Lage: \perp zur WR)

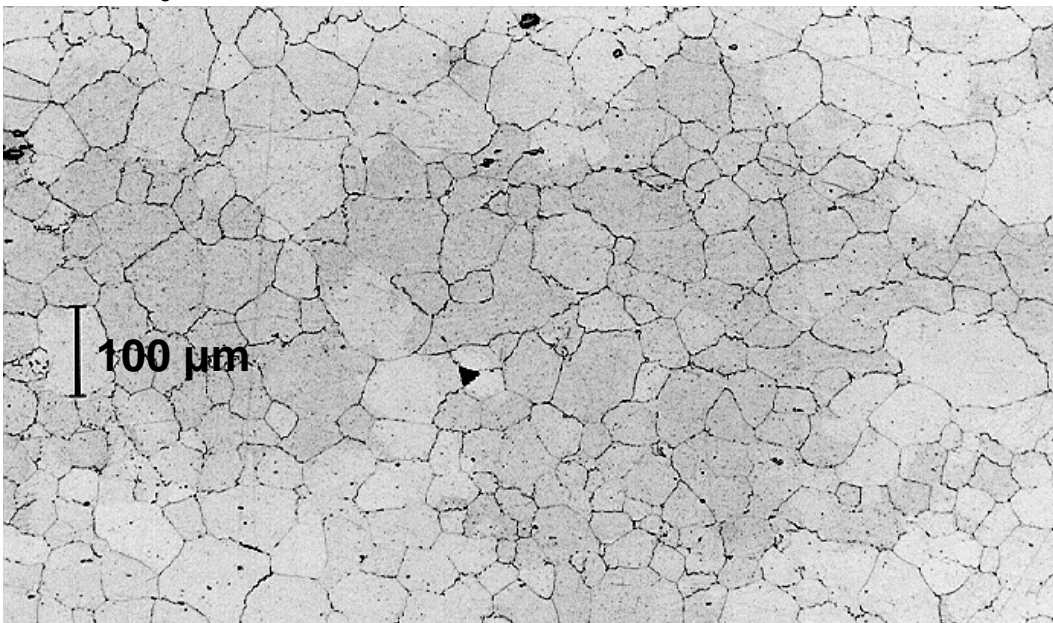
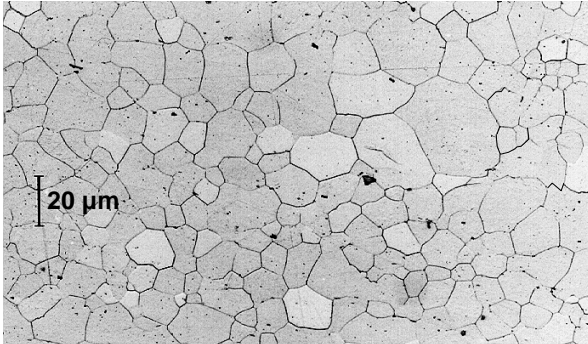
AZ61B, $s_0 = 1,0$ mm

Bild 4.3: Gefüge der Magnesiumlegierung AZ61B, $s_0 = 1,0$ mm (Lage: \perp zur WR)

Der direkte Vergleich der Gefüge der Magnesiumlegierung AZ31B in den Blechdicken $s_0 = 1,0$ mm und $s_0 = 1,3$ mm zeigt weiterhin, daß das dünner gewalzte Blech größere Unterschiede hinsichtlich der Korngrößen aufweist (**Bild 4.4**). Das Spektrum der Korngrößen des 1,0 mm starken Blechs reicht von $d_{\min} \approx 5 \mu\text{m}$ bis $d_{\max} \approx 50 \mu\text{m}$. Die Legierung AZ31B in

der Blechdicke $s_0 = 1,3$ mm besitzt dagegen Korngrößen im Bereich von $d_{\min} \approx 5 \mu\text{m}$ bis $d_{\max} \approx 20 \mu\text{m}$.

AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm



AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm

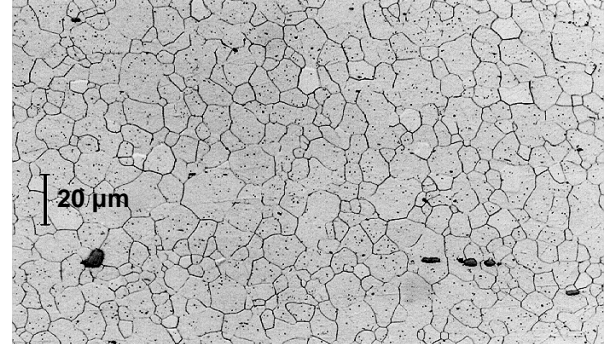


Bild 4.4: Vergleich der Gefügestruktur der Magnesiumlegierung AZ31B in den Blechdicken $s_0 = 1,0$ mm und $s_0 = 1,3$ mm (Lage: \perp zur WR)

Nach der Theorie von *Hall-Petch* führen geringere Korngrößen zu einer Festigkeitssteigerung des Werkstoffes. Diese Festigkeitserhöhung $\Delta\sigma$ läßt sich durch die Beziehung

$$\Delta\sigma = k \cdot \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (4.1)$$

mit: k = Korngrenzenwiderstand
 d = mittlerer Korndurchmesser

ausdrücken. Der Mechanismus der Festigkeitssteigerung beruht darauf, daß Korngrenzen als Barrieren für Versetzungsbewegungen wirken. Die Festigkeit wird folglich um so mehr erhöht, je mehr Korngrenzen die Versetzungsbewegung behindern, d.h. je feinkörniger der Werkstoff ist.

Die Ergebnisse der in **Kapitel 4.2** beschriebenen Zugversuche zeigen, daß sich der grundsätzliche Zusammenhang zwischen Korngröße und Festigkeit bei der Magnesiumlegierung AZ31 bestätigt. Die feinkörnigere AZ31-Legierung (Blechdicke $s_0 = 1,3$ mm, **Bild 4.4**) besitzt gegenüber der Variante mit dem größeren Korn (Blechdicke $s_0 = 1,0$ mm) eine um ca. 11 % höhere Dehngrenze $R_{p0,2}$.

4.1.2 Oberflächen der untersuchten Blechwerkstoffe

Zur Charakterisierung der Oberflächenzustände der untersuchten Blechwerkstoffe wurden die Rauheitskenngrößen R_{\max} (maximale Rauhtiefe), R_z (gemittelte Rauhtiefe) und R_a (arithmetischer Mittenrauhwert) gemäß /DIN 4768/ in drei Winkellagen zur Walzrichtung der Bleche erfasst. Die in **Bild 4.5** dargestellten parallel zur Walzrichtung gemessenen Werte zeigen, daß die Rauheiten der eingesetzten Magnesiumbleche geringer sind als die der untersuchten Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4. Insbesondere die Legierungen AZ 31B und AZ 61B in der Blechdicke von $s_0 = 1,0$ mm weisen vergleichsweise geringe Rauheiten auf.

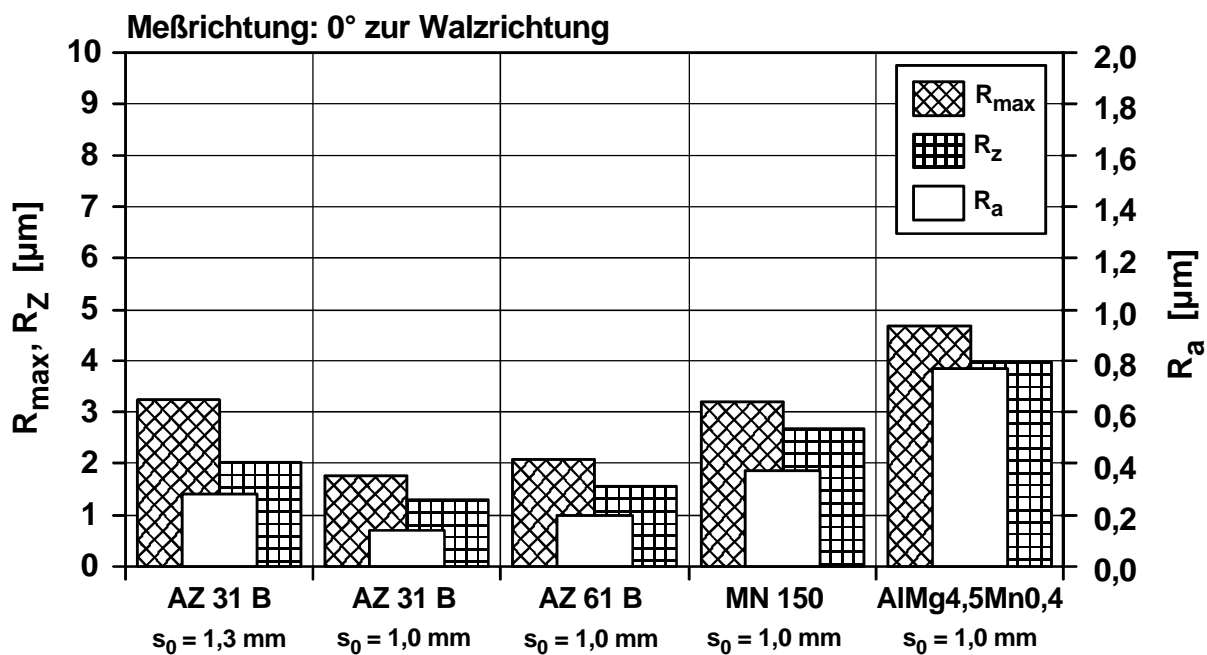


Bild 4.5: Oberflächenkennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe (Meßrichtung parallel zur Walzrichtung)

Mit Ausnahme der Magnesiumlegierung AZ 31B, Blechdicke $s_0 = 1,3$ mm ergaben die Messungen unter 45° und 90° zur Walzrichtung nur geringfügig höhere Werte für R_{\max} , R_z und R_a (**Bild 4.6** und **Bild 4.7**).

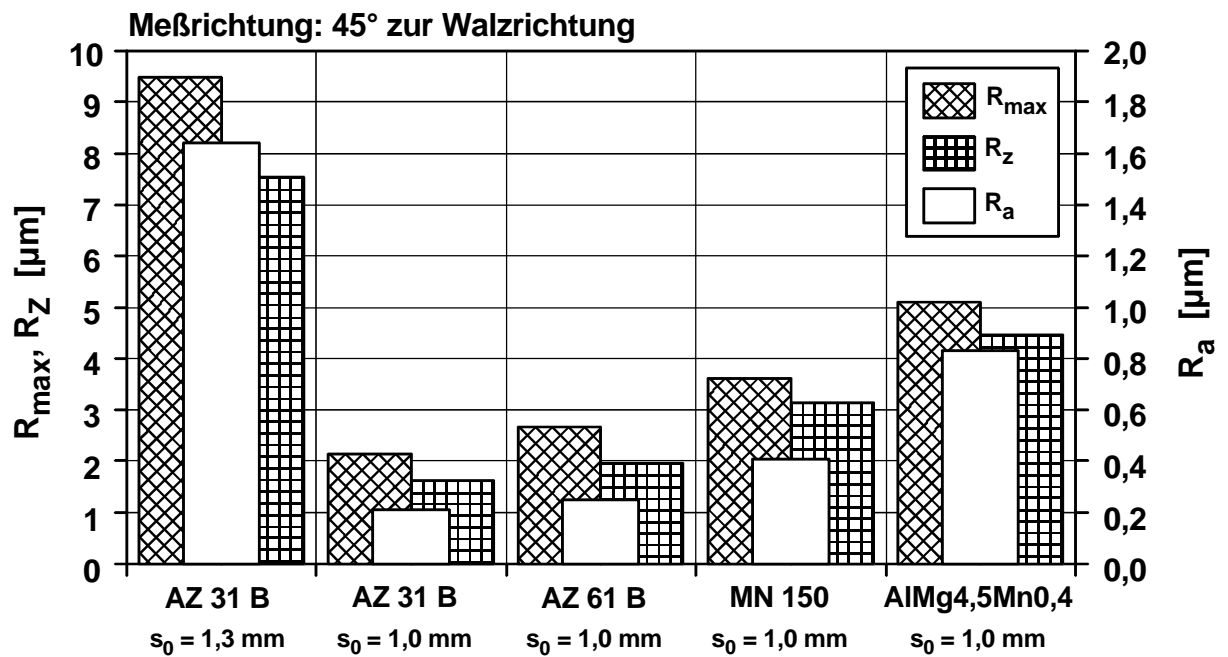


Bild 4.6: Oberflächenkennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe (Meßrichtung 45° zur Walzrichtung)

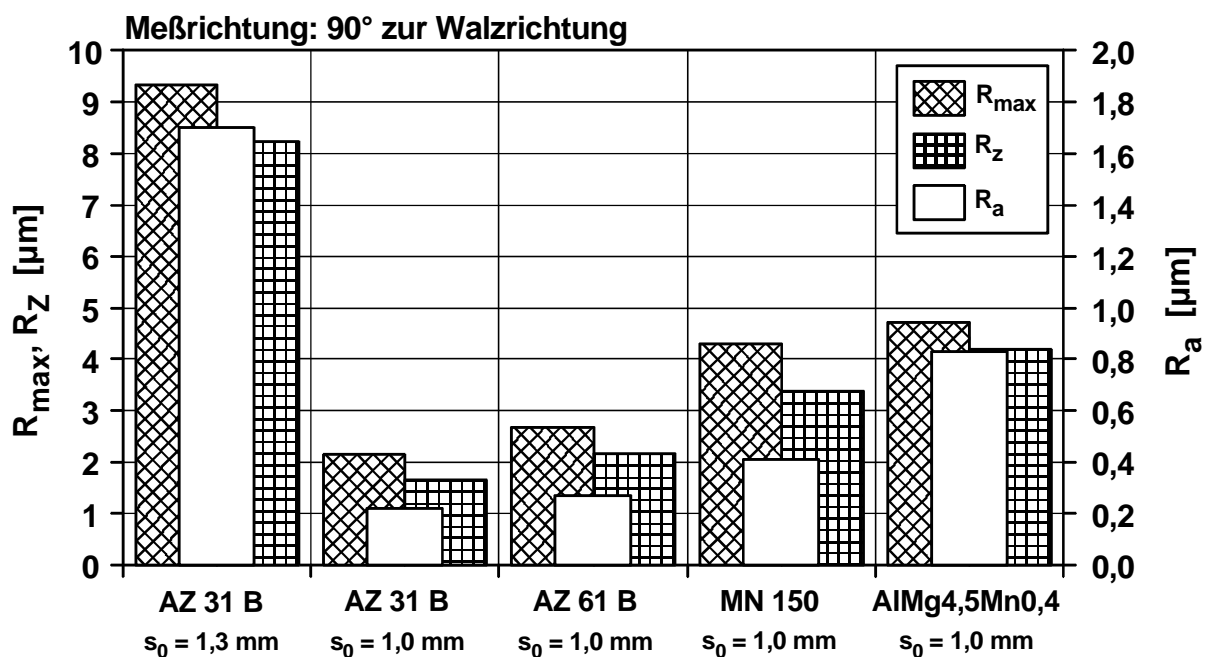


Bild 4.7: Oberflächenkennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe (Meßrichtung 90° zur Walzrichtung)

Die sehr hohen Rauheiten der Legierung AZ 31B, $s_0 = 1,3$ mm, sind auf eine ausgeprägte Oberflächenstruktur zurückzuführen (feine Riefen in Walzrichtung des Bleches, siehe [Bild 4.8](#)).

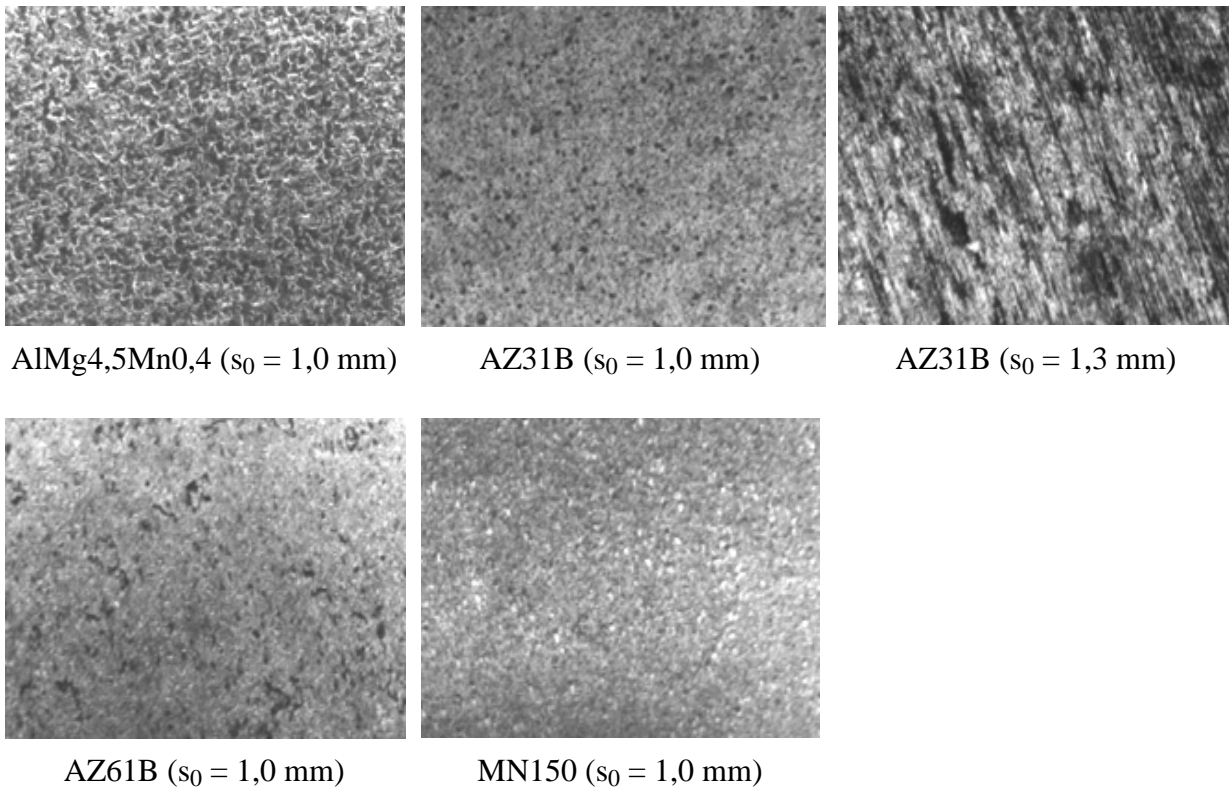


Bild 4.8: Oberflächenaufnahmen der untersuchten Blechwerkstoffe (20-fache Vergrößerung)

4.2 Mechanische Kennwerte der untersuchten Magnesiumlegierungen

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der in **Kapitel 4.1** genannten Versuchswerkstoffe wurden Zugversuche nach EN 10002 durchgeführt. Die bei Raumtemperatur ($T = 25$ °C) ermittelten Kennwerte sind in **Tabelle 4.3** aufgeführt. Die Dehngrenzen der Magnesiumlegierungen AZ31B und AZ61B sind im Vergleich zu der Aluminiumlegierung deutlich größer. Das hohe Dehngrenzenverhältnis $R_{p0,2} / R_m$ der Magnesiumlegierungen im Vergleich zu der Aluminiumlegierung deuten auf die eingeschränkten Umformeigenschaften bei Raumtemperatur hin. Die Bruchdehnungen der Magnesiumlegierungen AZ31B und AZ61B lassen eine vergleichsweise gute Umformbarkeit bei Raumtemperatur vermuten. Bei der Interpretation der Kennwerte ist jedoch zu berücksichtigen, daß eine Übertragbarkeit des Materialverhaltens vom einachsigen Spannungszustand des Zugversuchs auf das Umformverhalten unter Streck- und Tiefziehbedingungen (mehrachsig Spannungszustände) nur eingeschränkt möglich ist.

Tabelle 4.3: Mechanische Kennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe bei $T = 25\text{ °C}$
(Probenentnahme 90° zur Walzrichtung der Bleche)

	AZ31B	AZ31B	AZ61B	MN150	AlMg4,5 Mn0,4
Blechdicke s_0 [mm]	1,3	1,0	1,0	1,0	1,0
Zugfestigkeit R_m [N/mm^2]	256,3	251,2	289,8	222,2	279,5
Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm^2]	187,2	168,7	189,7	143,2	146,0
$R_{p0,2} / R_m$ [-]	0,730	0,672	0,655	0,644	0,522
Bruchdehnung A_{80} [%]	21,4	17,8	19,0	12,9	26,3
Verfestigungsexponent n [-]	0,170	0,216	0,197	0,097	0,317
senkrechte Anisotropie r [-]	2,02	1,70	1,96	0,79	0,74

Zur Charakterisierung des Materialverhaltens bei erhöhten Temperaturen wurden weiterhin Zugversuche bei den Temperaturen $T = 100\text{ °C}$, $T = 150\text{ °C}$, $T = 200\text{ °C}$ und $T = 235\text{ °C}$ durchgeführt. **Bild 4.9** und **Bild 4.10** zeigen die Abhängigkeiten der Zugfestigkeit und Dehngrenze von der Temperatur. Die Dehngrenzen der Magnesiumlegierung AZ61B und der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 weisen im Vergleich zu den übrigen Legierungen eine geringere Temperaturabhängigkeit auf. Während die Dehngrenze der Aluminiumlegierung über der Temperatur nahezu konstant abnimmt, ist bei den Magnesiumlegierungen im Bereich zwischen $T = 100\text{ °C}$ und $T = 150\text{ °C}$ ein stärkerer Abfall zu verzeichnen.

Da die Zugfestigkeit im Vergleich zur Dehngrenze bei allen untersuchten Werkstoffen prozentual stärker abnimmt, steigt das Dehngrenzenverhältnis mit zunehmender Temperatur deutlich an.

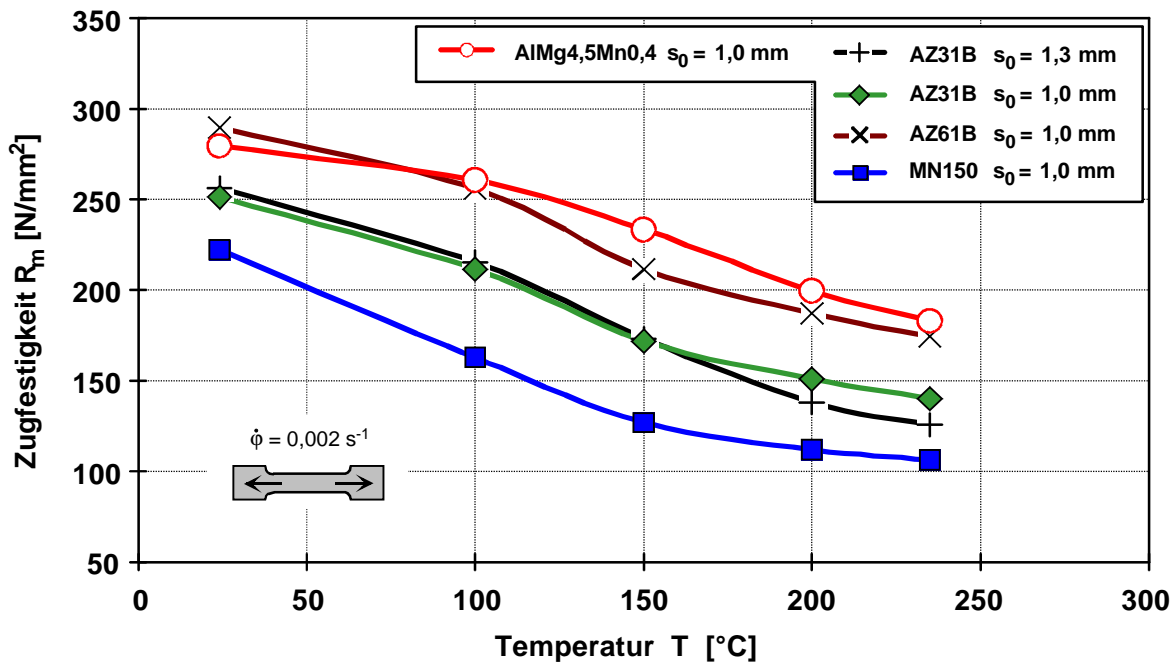


Bild 4.9: Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m von der Prüftemperatur im einachsigen Zugversuch, Prüfrichtung: 90° zur Walzrichtung

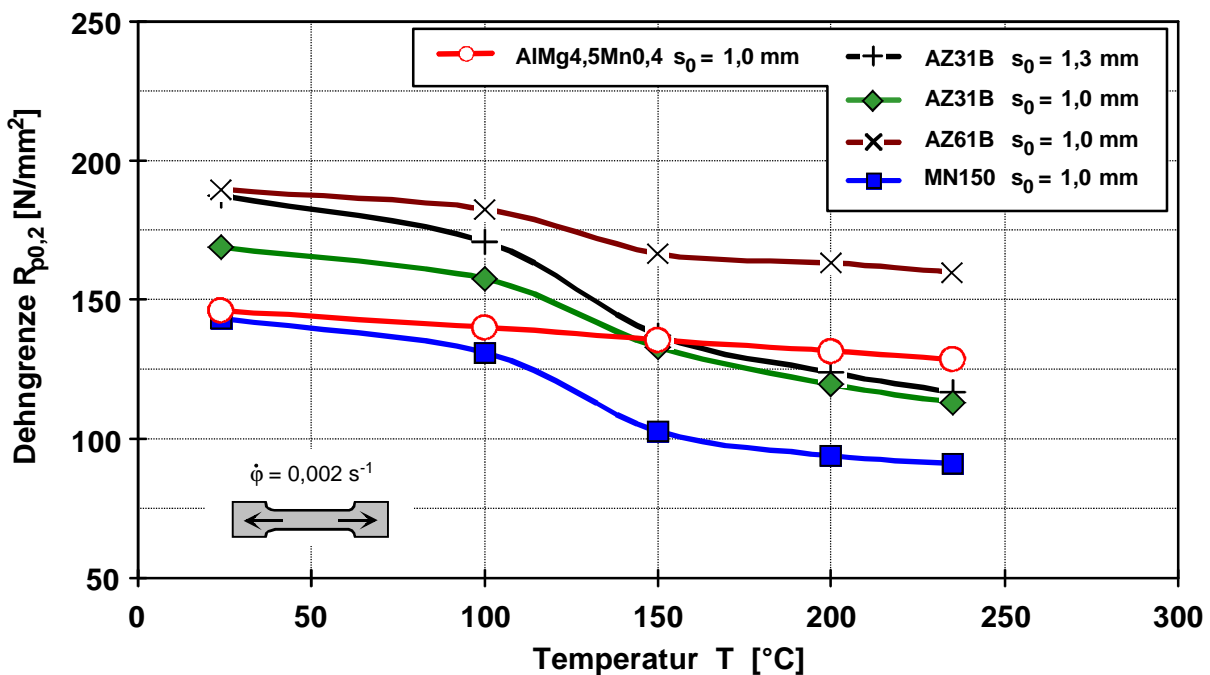


Bild 4.10: Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ von der Prüftemperatur im einachsigen Zugversuch, Prüfrichtung: 90° zur Walzrichtung

Die Verläufe der Bruchdehnung A_{80} über der Prüftemperatur (**Bild 4.11**) verdeutlichen die Zunahme des Formänderungsvermögens mit steigender Temperatur. Während die Magnesiumlegierungen bei Raumtemperatur geringere Bruchdehnungen aufweisen als die

Aluminiumlegierung, erreichen die Werkstoffe AZ31B und AZ61B bei erhöhten Temperaturen im Bereich von $T = 200\text{ °C}$ bis $T = 235\text{ °C}$ deutlich höhere Bruchdehnungen. Die Magnesiumlegierung MN150 erreicht in diesem Temperaturbereich die geringste maximale Dehnung von $A_{80} \approx 40\%$.

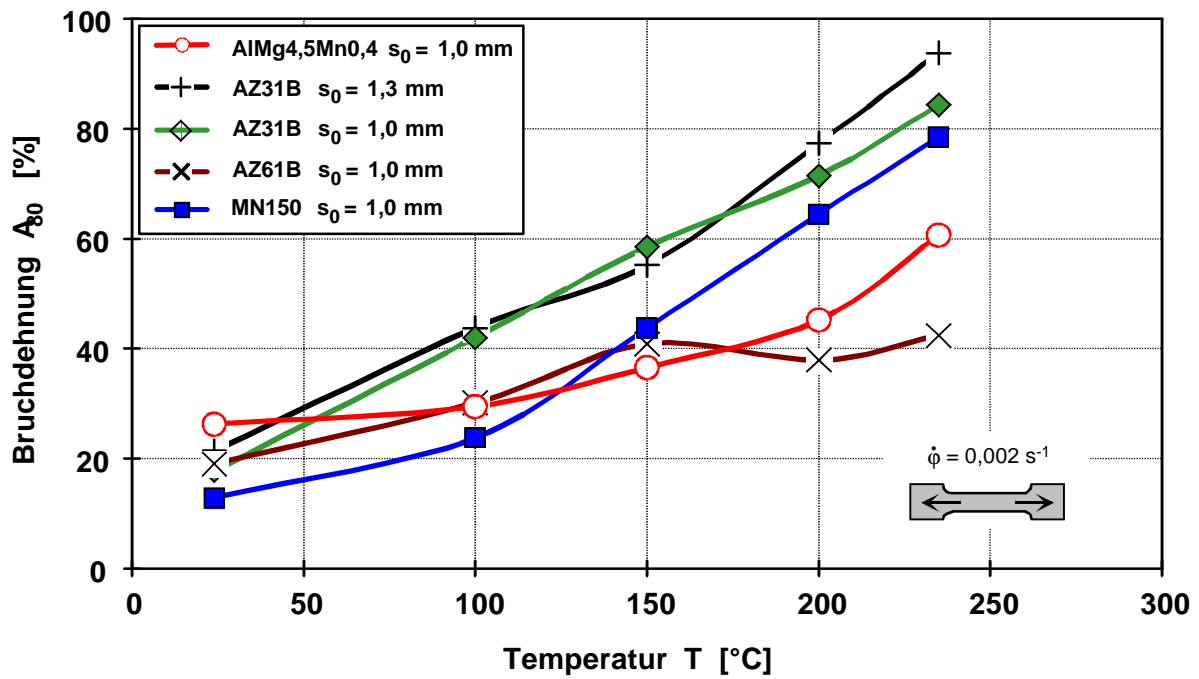


Bild 4.11: Abhängigkeit der Bruchdehnung A_{80} von der Prüftemperatur im einachsigen Zugversuch, Prüfrichtung: 90° zur Walzrichtung

Zur Beurteilung der Umformeigenschaften von Blechwerkstoffen anhand der Kennwerte des einachsigen Zugversuches werden im allgemeinen der Verfestigungsexponent n sowie die senkrechte Anisotropie r herangezogen. Der Verfestigungsexponent n ist definiert als Steigung der Fließkurve im doppelt logarithmischen Maßstab. Diese Betrachtungsweise setzt voraus, daß sich die Fließkurve hinreichend genau durch die mathematische Beziehung $k_f = C \cdot \dot{\varphi}^n$ annähern läßt. Obwohl der Verfestigungsexponent nur für niedriglegierte Stähle genormt ist, wird dieser Kennwert für eine Vielzahl von Blechwerkstoffen zur Charakterisierung des Verfestigungsverhaltens herangezogen. Um einen grundsätzlichen Vergleich der Magnesiumlegierungen mit der Aluminiumlegierung AIMg4,5Mn0,4 zu ermöglichen, wurden die Verfestigungsexponenten in Abhängigkeit von der Temperatur ermittelt. Es zeigte sich, daß der Verfestigungsexponent der Magnesiumlegierungen AZ31B und AZ61B sowie der Aluminiumlegierung mit steigender Temperatur deutlich abnimmt (**Bild 4.12**). Das bedeutet, daß die durch die Geradengleichung

$$\ln k_f = \ln C + n \cdot \ln \dot{\varphi} \quad (4.2)$$

angenäherten Fließkurven mit steigender Temperatur deutlich flacher verlaufen. Demgegenüber weist die Magnesiumlegierung MN150 einen nahezu gleichbleibenden Verfestigungsexponenten über der Temperatur auf.

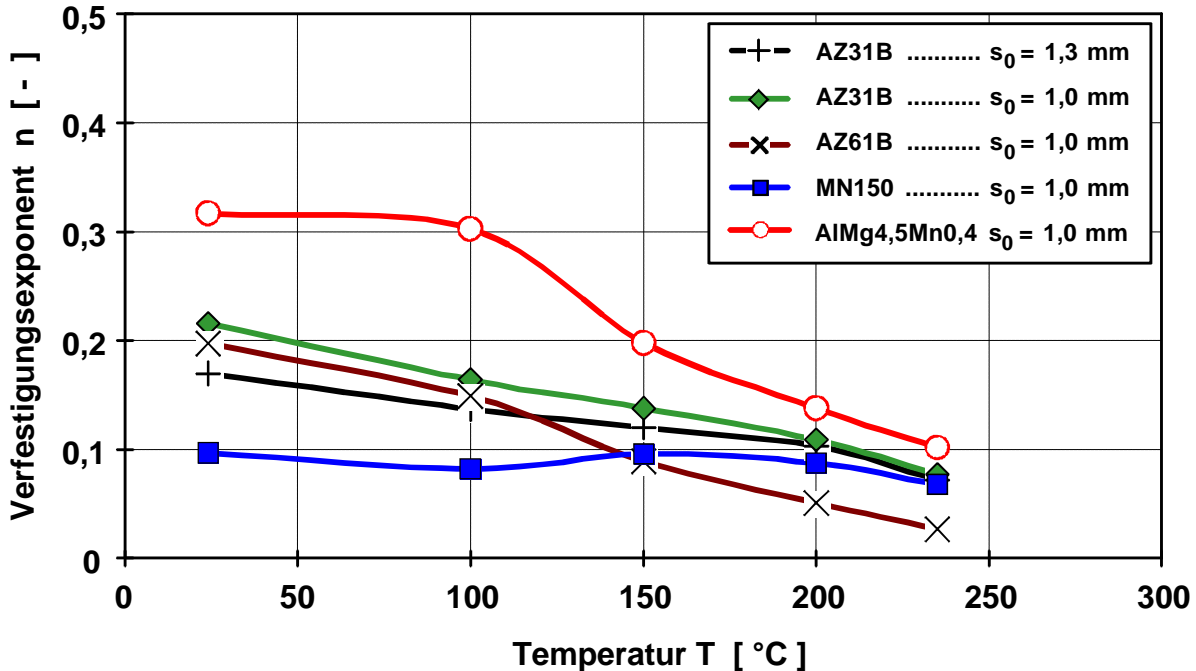


Bild 4.12: Abhängigkeit des Verfestigungsexponenten n von der Prüftemperatur im einachsigen Zugversuch, Prüfrichtung: 90° zur Walzrichtung

Die senkrechte Anisotropie r eines Blechwerkstoffes gibt das Verhältnis der logarithmischen Breitenformänderung zur Dickenformänderung an und beschreibt somit die Richtungsabhängigkeit der Formänderung eines Werkstoffes:

$$r = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{s_0}{s}} = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} \quad (4.3)$$

Beim Tiefziehen ist allgemein eine hohe senkrechte Anisotropie erwünscht, da damit das Fließen des Werkstoffes vorzugsweise aus der Blechebene unter geringer Abnahme der Blechdicke erfolgt. Hierbei ist jedoch zu berücksichtigen, daß sich die Verhältnisse des einachsigen Zugversuchs nur eingeschränkt auf die mehrachsigen Spannungszustände praktischer Umformvorgänge übertragen lassen.

Die Magnesiumlegierungen AZ31B und AZ61B weisen bei Raumtemperatur eine hohe senkrechte Anisotropie zwischen $r = 1,70$ und $r = 2,02$ auf (**Bild 4.13**). Die Magnesiumlegierung MN150 zeigt dagegen ein nahezu isotropes Verhalten ($r \approx 1$). Die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 weist eine senkrechte Anisotropie von $r < 1$ auf, d.h. die Längenänderung im Zugversuch erfolgt überwiegend durch Verminderung der Blechdicke. Während die senkrechte Anisotropie der Aluminiumlegierung und der Magnesiumlegierung MN150 nahezu unabhängig von der Temperatur ist, nehmen die r -Werte der Legierungen AZ31B und AZ61B mit steigender Temperatur kontinuierlich ab. Im Falle der Legierung AZ31B liegt oberhalb der Temperatur von $T = 200\text{ °C}$ ein annähernd isotropes Werkstoffverhalten im Zugversuch vor ($r \approx 1$).

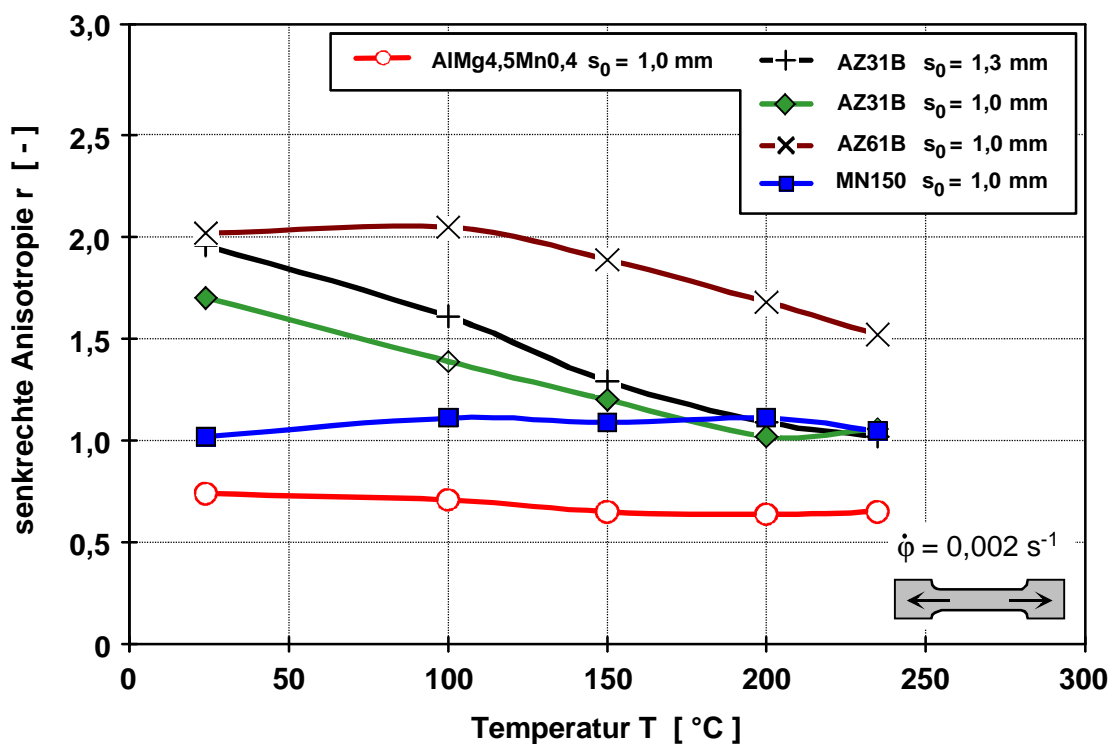


Bild 4.13: Abhängigkeit der senkrechten Anisotropie r von der Prüftemperatur im einachsigen Zugversuch, Prüfrichtung: 90° zur Walzrichtung

4.3 Ermittlung temperaturabhängiger Fließkurven im einachsigen Zugversuch

Zur Beschreibung des Umformverhaltens eines Werkstoffes wird in der Regel die Fließkurve verwendet. Hierbei wird die zur plastischen Formänderung benötigte Fließspannung k_f in Abhängigkeit des Umformgrades ϕ , der Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ und der Temperatur T ermittelt und graphisch dargestellt. Die Fließspannung k_f beschreibt dabei definitionsgemäß die erforderliche anzulegende äußere Spannung zum Erreichen des plastischen Fließens bei einem einachsigen Belastungszustand.

Zur Ermittlung temperatur- und geschwindigkeitsabhängiger Fließkurven für die in **Tabelle 4.1a** und **Tabelle 4.1b** aufgeführten Blechwerkstoffe wurde die in **Bild 4.14** dargestellte servohydraulische Prüfmaschine mit Temperierkammer eingesetzt. Die Durchführung der Zugversuche erfolgte nach EN 10002 bzw. EN 10130.

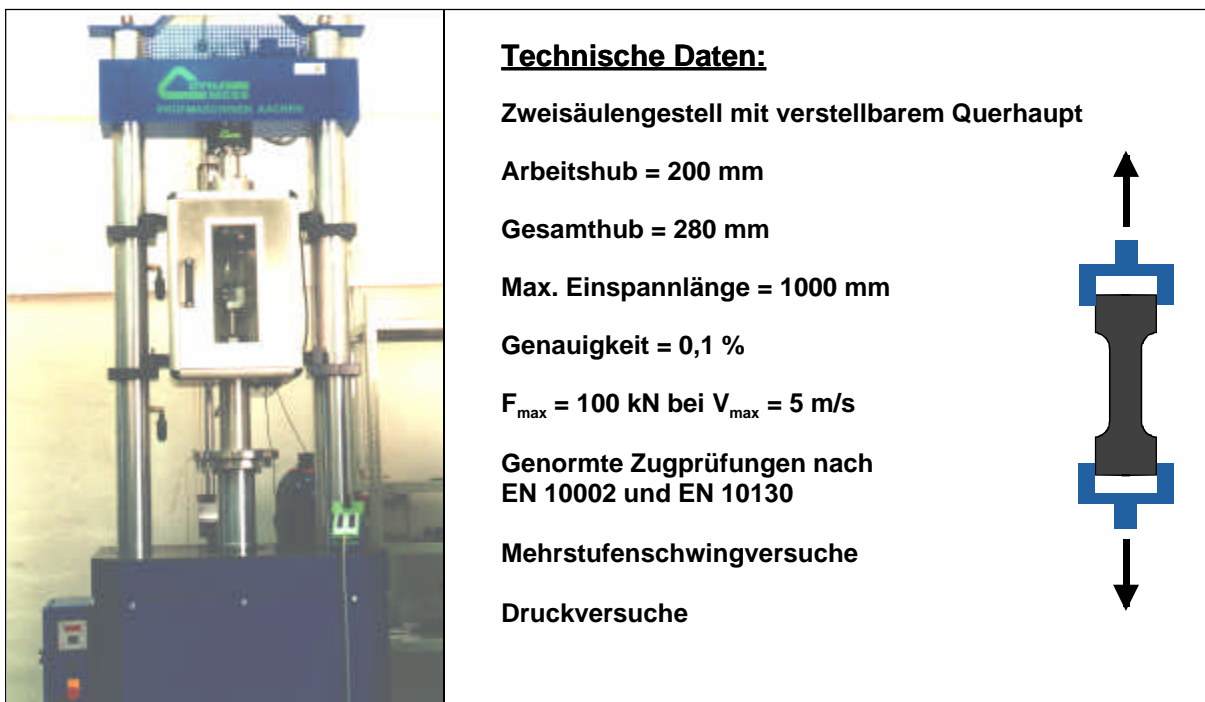


Bild 4.14: Technische Daten der Prüfmaschine DYNAMESS CIMTronic 2000

Die ermittelten Fließkurven im Temperaturbereich zwischen $T = 25 \text{ °C}$ und $T = 235 \text{ °C}$ bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$ sind in **Bild 4.15** bis **Bild 4.19** dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, daß die Verläufe der Fließkurven sowohl bei den untersuchten Magnesiumlegierungen als auch bei der Aluminiumlegierung erheblich von der Temperatur abhängen. Eine Gemeinsamkeit aller Legierungen besteht darin, daß die Fließkurven mit steigender Temperatur einerseits auf einem geringeren Festigkeitsniveau liegen und andererseits deutlich flacher verlaufen, d.h. die Verfestigung mit steigender Temperatur deutlich abnimmt.

Die Gegenüberstellung der Fließkurven der Magnesiumlegierung AZ31B in den beiden Blechdicken $s_0 = 1,3 \text{ mm}$ und $s_0 = 1,0 \text{ mm}$ zeigt, daß die beiden Blechwerkstoffe ähnliche Eigenschaften besitzen. Lediglich im Bereich geringer Temperaturen und Formänderungen weist die Legierung der Blechdicke $s_0 = 1,3 \text{ mm}$ eine höhere Festigkeit auf, was auf das feinkörnigere Gefüge zurückgeführt werden kann (siehe **Kapitel 4.1.1**).

Im Vergleich zu den Magnesiumlegierungen AZ31B und AZ61B weist die Legierung MN 150 ein relativ geringes Dehnungsvermögen im Temperaturbereich $T \leq 100 \text{ °C}$ auf. Mit steigender Temperatur nehmen die Bruchdehnungen jedoch im Vergleich zu den übrigen Legierungen stark zu. Bei einer Temperatur von $T = 235 \text{ °C}$ erreicht die Zugprobe aus der Legierung MN150 einen Umformgrad von $\phi \approx 0,55$ ohne lokale Einschnürung. Dagegen beginnt die Einschnürung der Proben aus der Legierung AZ61B bereits bei einem Umformgrad von $\phi \approx 0,28$.

Sowohl bei den Magnesiumlegierungen als auch bei der untersuchten Aluminiumlegierung wurde im Temperaturbereich oberhalb von $T = 200 \text{ °C}$ ein Abfall der Fließspannung bei großen Formänderungen festgestellt. Dies ist ein Indiz dafür, daß bereits in diesem Temperaturbereich thermisch aktivierte Entfestigungsvorgänge im Werkstoff ablaufen.

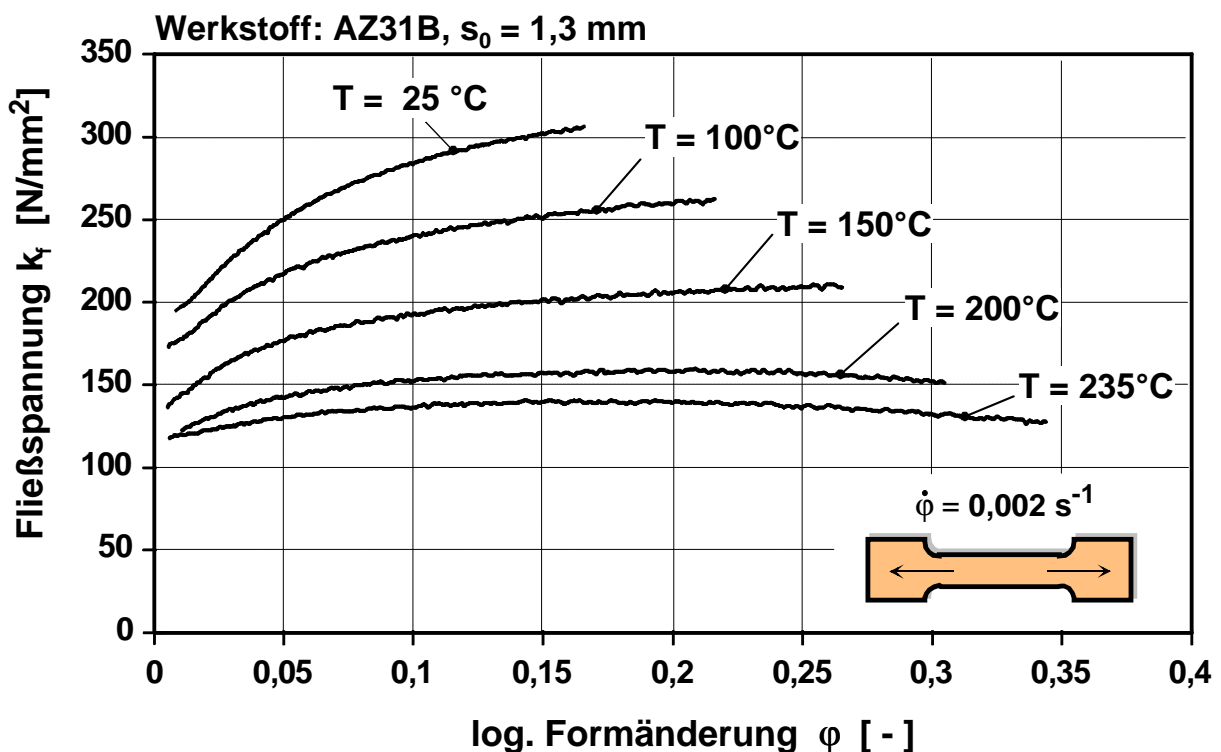


Bild 4.15: Temperaturabhängige Fließkurven für AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$

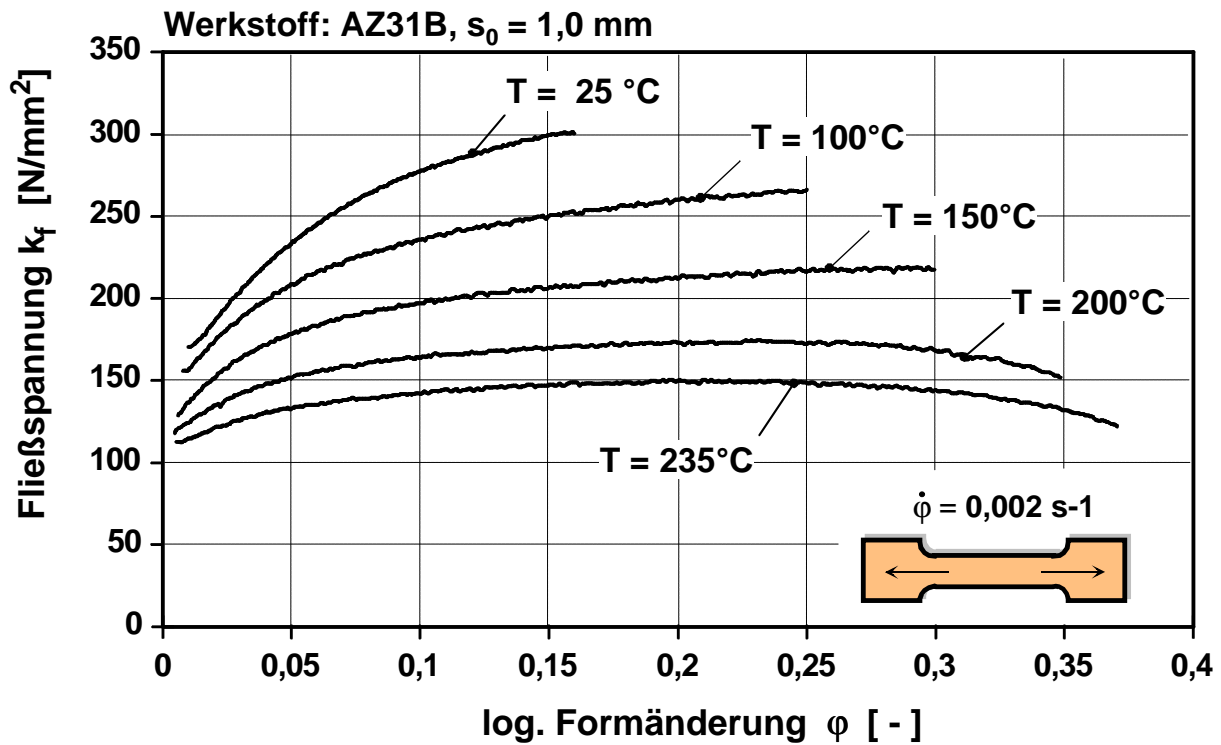


Bild 4.16: Temperaturabhängige Fließkurven für AZ31B, $s_0 = 1,0 \text{ mm}$, $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$

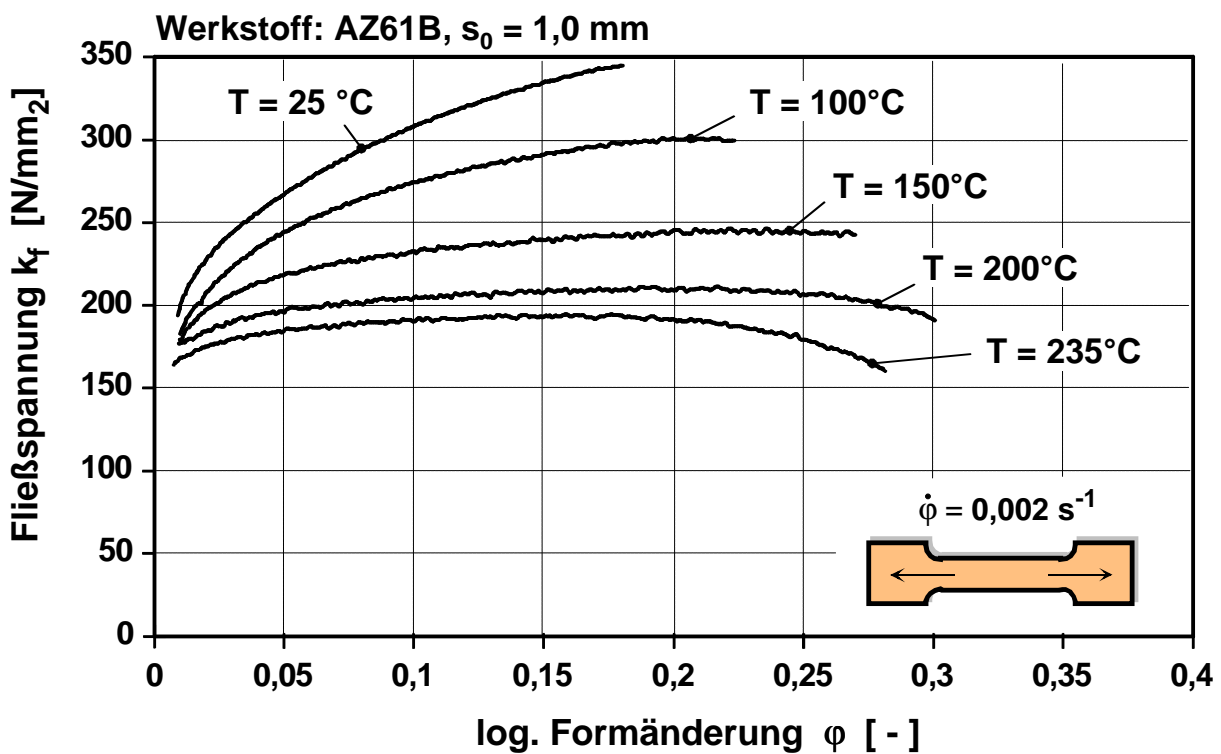


Bild 4.17: Temperaturabhängige Fließkurven für AZ61B, $s_0 = 1,0 \text{ mm}$, $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$

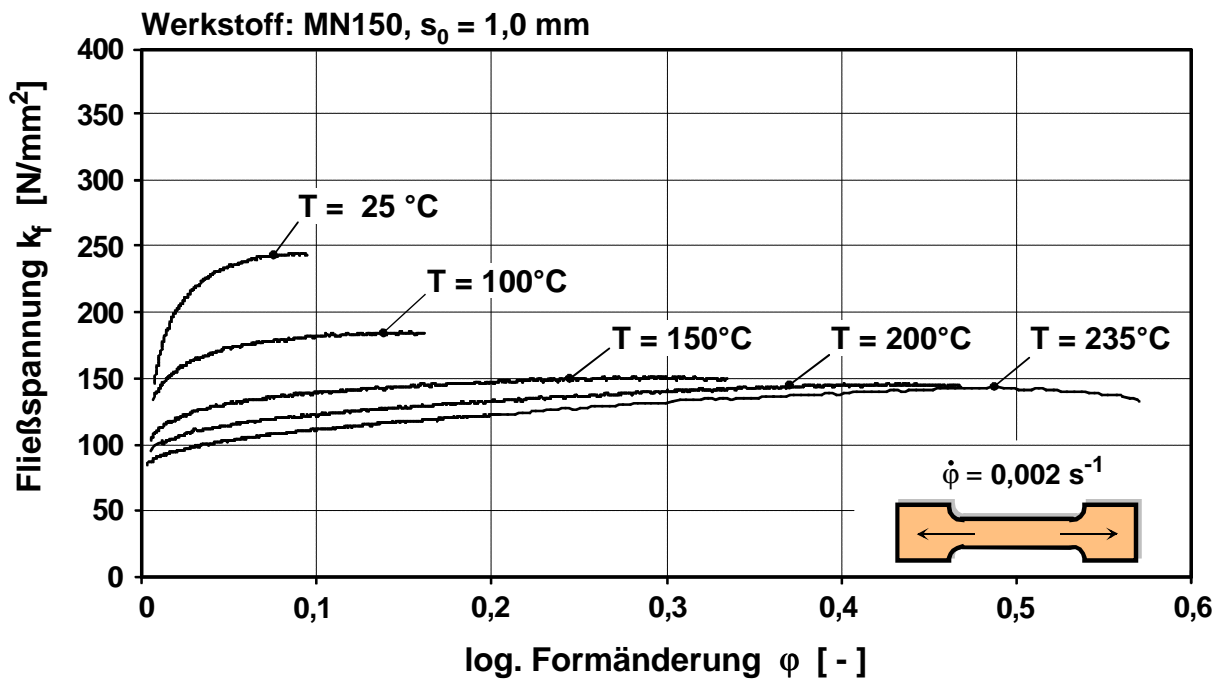


Bild 4.18: Temperaturabhängige Fließkurven für MN150, $s_0 = 1,0$ mm, $\dot{\phi} = 0,002$ s⁻¹

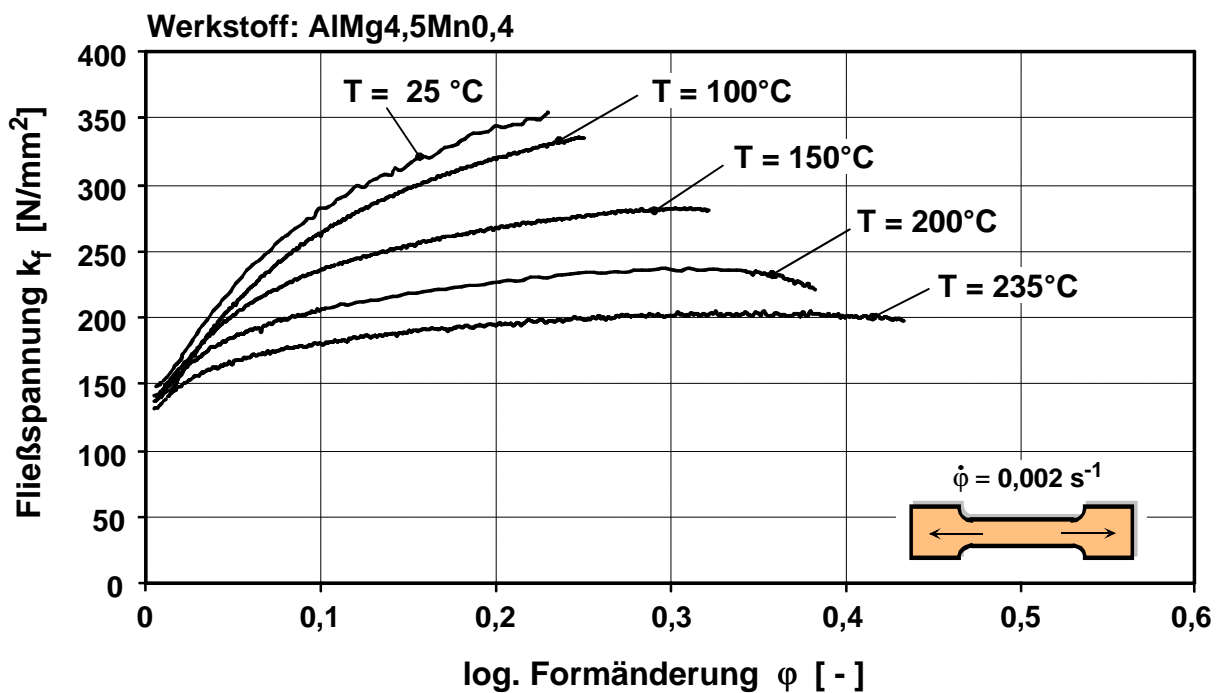


Bild 4.19: Temperaturabhängige Fließkurven für AlMg4,5Mn0,4, $s_0 = 1,0$ mm, $\dot{\phi} = 0,002$ s⁻¹

4.4 Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf die Fließspannung

Zur Untersuchung des Einflusses der Umformgeschwindigkeit auf die Fließ- bzw. Umform-eigenschaften der verwendeten Magnesiumlegierungen wurden zusätzlich zu den in **Kapitel 4.3** dargestellten Ergebnissen Zugversuche mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt. Vergleichend wurde ebenfalls die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 untersucht. Die Ziehgeschwindigkeiten wurden stufenweise gesteigert, so daß in der Zugprobe mittlere Umformgeschwindigkeiten zwischen $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\phi} = 2,0 \text{ s}^{-1}$ erreicht wurden.

Es zeigt sich, daß die Erhöhung der Umformgeschwindigkeit bei Raumtemperatur ($T = 25 \text{ °C}$) bei den untersuchten Magnesiumlegierungen nur einen geringen Einfluß auf die Höhenlage der Fließkurven ausübt. Lediglich bei der Magnesiumlegierung MN150 ist eine signifikante Verschiebung der Fließkurve um ca. 20% infolge der Steigerung der Umformgeschwindigkeit von $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$ auf $\dot{\phi} = 2,0 \text{ s}^{-1}$ erkennbar. Im Vergleich dazu sind die unter gleichen Bedingungen bei $T = 25 \text{ °C}$ ermittelten Fließkurven der Aluminiumlegierung nahezu identisch. Ebenso konnte im Falle der Aluminiumlegierung im Gegensatz zu den Magnesiumlegierungen keine signifikante Abnahme des Dehnungsvermögens bei größerer Umformgeschwindigkeit festgestellt werden.

Ein grundsätzlich anderes Ergebnis liefern die bei erhöhter Temperatur ($T = 200 \text{ °C}$) ermittelten Fließkurven. Alle Magnesiumlegierungen zeigen hier eine deutliche Abhängigkeit der Höhenlage der Fließkurve sowie der erreichbaren Dehnungen von der Umformgeschwindigkeit. **Bild 4.20** zeigt exemplarisch, daß die Bruchdehnung der Magnesiumlegierung AZ31B bei erhöhten Temperaturen deutlich von der Umformgeschwindigkeit abhängt.

Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,0 \text{ mm}$

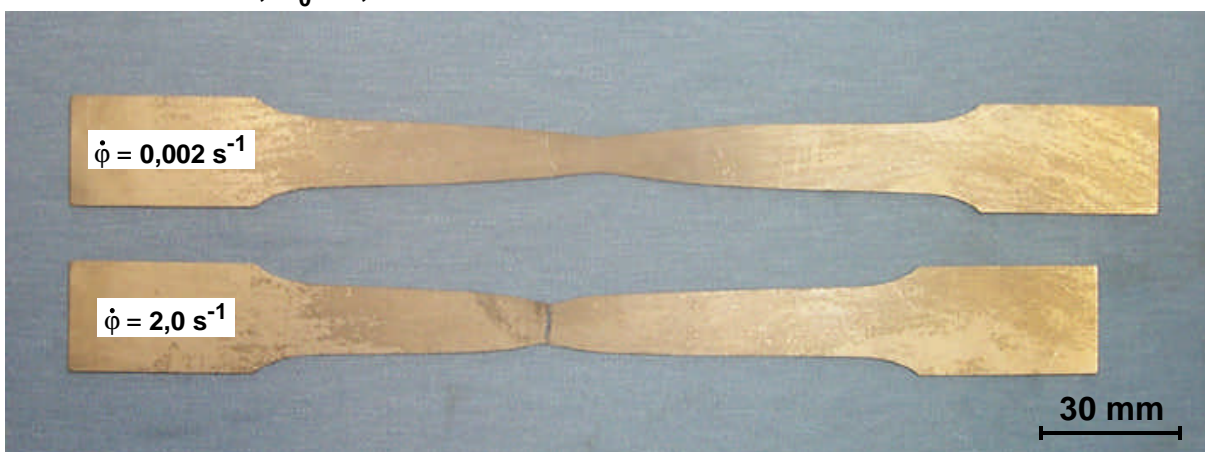


Bild 4.20: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf die Dehnungseigenschaften der Magnesiumlegierung AZ31B, Prüftemperatur: $T = 200 \text{ °C}$

Die Aluminiumlegierung AlMg_{4,5}Mn_{0,4} weist bei einer Temperatur von $T = 200\text{ °C}$ ebenso wie die Magnesiumlegierungen infolge höherer Umformgeschwindigkeiten eine Verschiebung der Fließkurven zu höheren Werten auf. Die prozentuale Zunahme der Fließspannungen ist im Vergleich zu den Magnesiumlegierungen jedoch geringer.

Die in den Versuchen ermittelten geschwindigkeitsabhängigen Fließkurven bei Raumtemperatur ($T = 25\text{ °C}$) und $T = 200\text{ °C}$ sind in **Bild 4.21** bis **Bild 4.24** sowie im **Anhang 4.1 - 4.6** dargestellt.

Die Fließkurven lassen Rückschlüsse auf die im Werkstoff stattfindenden Ver- und Entfestigungsvorgänge zu. Die bei $T = 25\text{ °C}$ ermittelten Fließkurven weisen bei allen Magnesiumlegierungen und bei der Aluminiumlegierung eine positive Steigung auf, d.h. es erfolgt eine makroskopische Verfestigung, die mikroskopisch auf die Entstehung und Bewegung von Versetzungen infolge der Umformung zurückzuführen ist.

Demgegenüber weisen die bei einer Temperatur von $T = 200\text{ °C}$ ermittelten Fließkurven der Magnesiumlegierungen insbesondere bei hohen Umformgeschwindigkeiten ein lokales Maximum auf. Das bedeutet, daß hierbei nach einem anfänglichen Bereich, der durch überwiegender Werkstoffverfestigung gekennzeichnet ist, ein Bereich überwiegender Entfestigung folgt. Die Erklärung für dieses Verhalten ergibt sich aus den während der Umformung stattfindenden dynamischen Ver- und Entfestigungsvorgängen im Werkstoff. Zu Beginn der Umformung führt die Zunahme und Bewegung der Versetzungen zu einer Verfestigung des Werkstoffes. Im weiteren Verlauf der Verformung führt die in den Werkstoff eingebrachte Umformenergie, die mit steigender Umformgeschwindigkeit zunimmt, zu einer Erwärmung der Probe. Dadurch werden Entfestigungsvorgänge thermisch aktiviert, die den parallel stattfindenden Verfestigungsmechanismen entgegenwirken und bei größeren Formänderungen zum Absinken der Fließspannung führen können. Ein Beispiel für derartige Entfestigungsvorgänge ist die dynamische Erholung (engl.: *dynamic recovery*, DRV), bei der durch die thermisch bedingte erhöhte Versetzungsbeweglichkeit der diffusionsgesteuerte Prozeß des Kletterns von Stufenversetzungen ermöglicht wird, welcher das gegenseitige Auslösen von Versetzungen umgekehrten Vorzeichens (Annihilation) und somit eine Verringerung der Versetzungsdichte bewirkt.

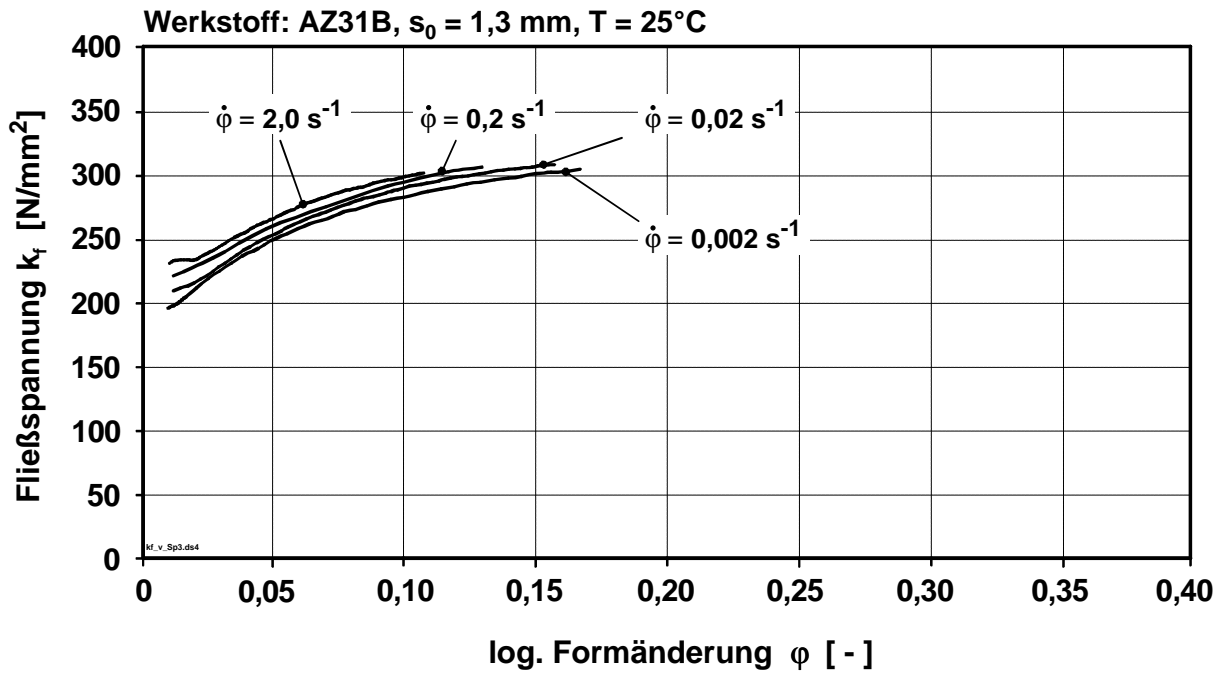


Bild 4.21: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, Prüftemperatur: $T = 25^\circ\text{C}$

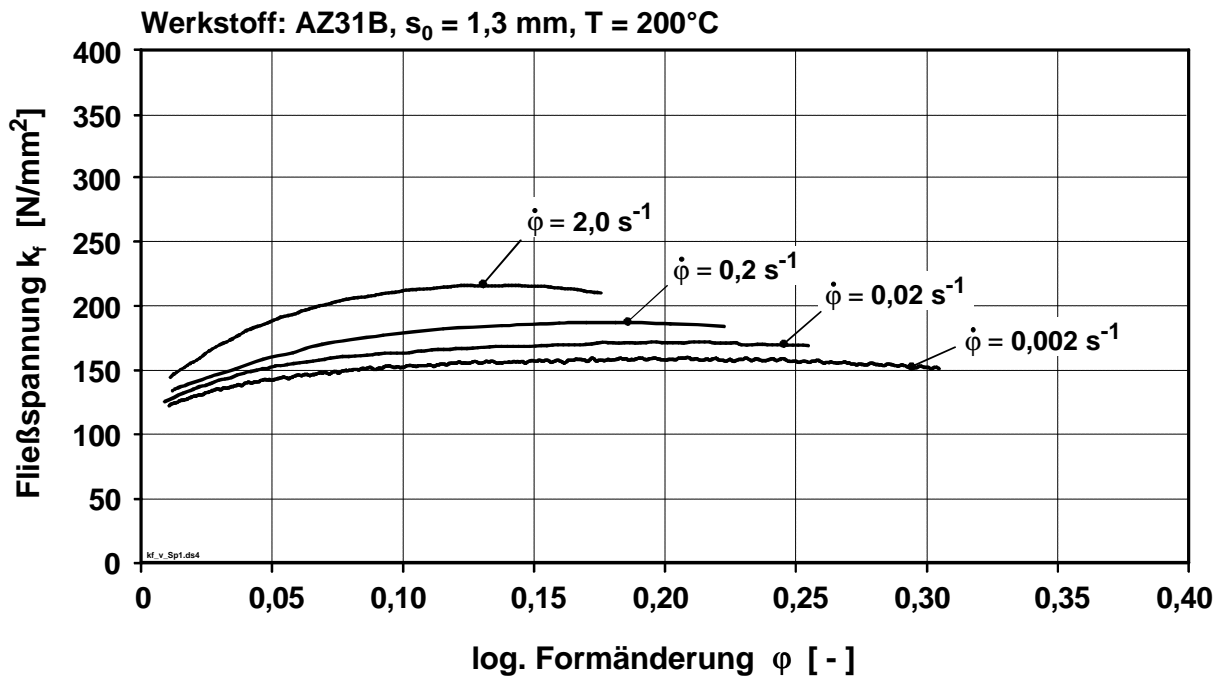


Bild 4.22: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, Prüftemperatur: $T = 200^\circ\text{C}$

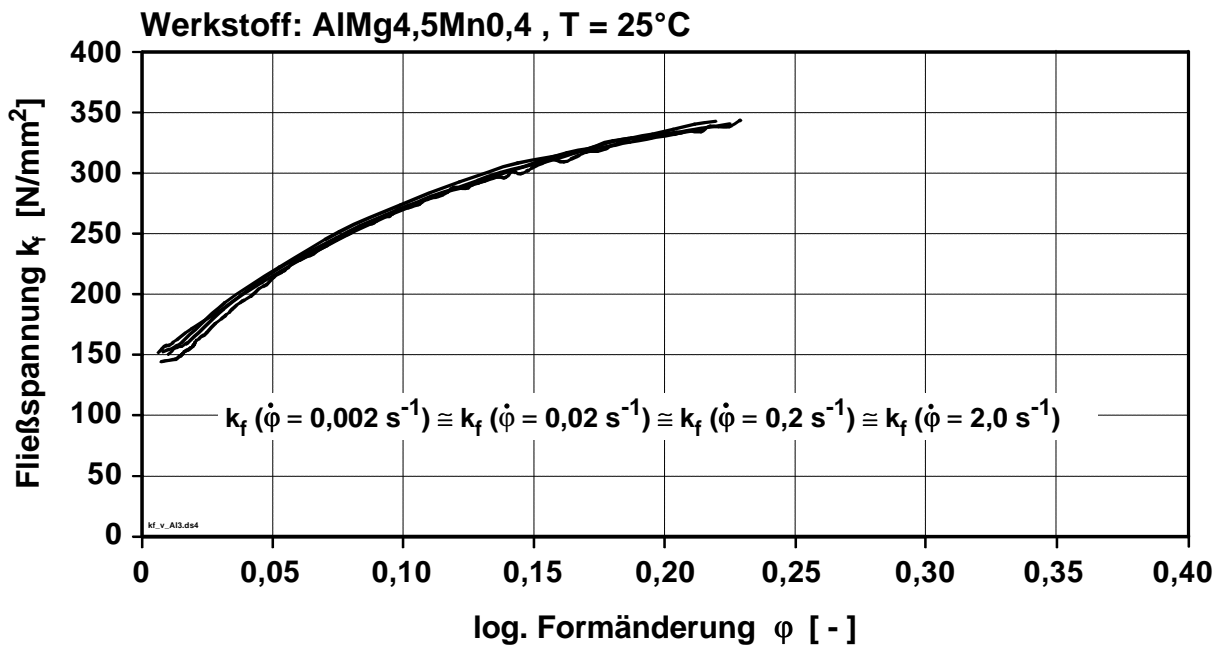


Bild 4.23: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AlMg4,5Mn0,4, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 25^\circ\text{C}$

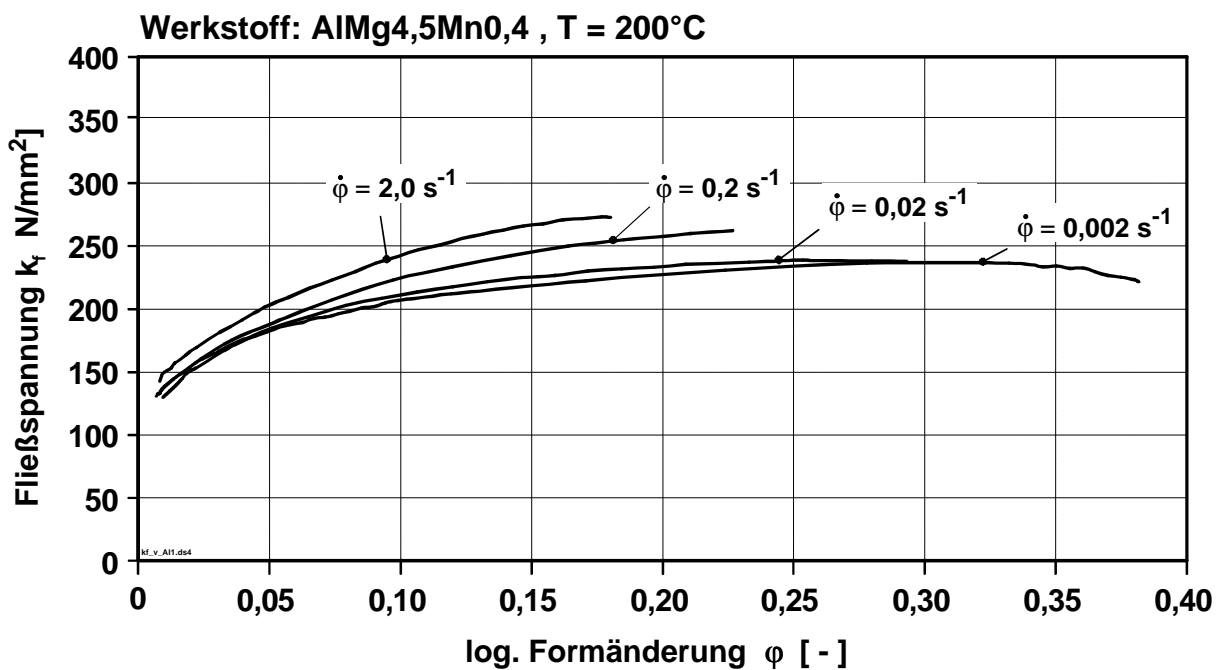


Bild 4.24: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AlMg4,5Mn0,4, $s_0 = 1,0$ mm Prüftemperatur: $T = 200^\circ\text{C}$

4.5 Mathematische Beschreibung der Fließspannung

Für die Beschreibung des Fließverhaltens ist es erforderlich, die Fließspannung als Funktion der relevanten Parameter „Umformgrad φ “, „Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ “ und „Temperatur T “ mathematisch auszudrücken. Ebenso wie für andere metallische Werkstoffe kann auch die Fließspannung von Magnesiumlegierungen durch den grundsätzlichen funktionalen Zusammenhang

$$k_f = f(\varphi, \dot{\varphi}, T) \quad (4.4)$$

bzw. in Form der Differentialgleichung

$$dk_f = \frac{\partial k_f}{\partial \varphi} \cdot d\varphi + \frac{\partial k_f}{\partial \dot{\varphi}} \cdot d\dot{\varphi} + \frac{\partial k_f}{\partial T} \cdot dT \quad (4.5)$$

für einen definierten Parameterbereich von φ , $\dot{\varphi}$ und T beschrieben werden. Da eine explizite Lösung der Differentialgleichung aufgrund des komplexen Werkstoffverhaltens in der Regel nicht möglich ist, werden in der Praxis meist empirische Fließkurvenbeschreibungen angewandt, welche die charakteristischen Abhängigkeiten der Fließspannung von den Umformbedingungen ermöglichen. Eine Übersicht über die Vielzahl der verschiedenen Ansätze wurde unter anderem von *Rao et al.* /Rao82/ gegeben.

Zukünftig wird angestrebt, das Werkstoffverhalten mittels metallphysikalischer Gesetze abzubilden. Aktuelle Arbeiten zeigen bereits Ansätze zur Beschreibung von Fließkurven durch Modellierung der Versetzungsdichte /Brand98/. Zur präzisen Beschreibung des komplexen Verhaltens verschiedenartiger Werkstoffe ist man jedoch weiterhin auf die Anwendung phänomenologischer Modelle angewiesen.

4.5.1 Potenzfunktion nach *Hollomon*

Da das Umformen von Blechen in der Regel bei Raumtemperatur stattfindet und die Temperatur dabei als konstant angenommen wird, kann dieser Parameter in den gebräuchlichen Ansätzen zur Beschreibung der Fließspannung vernachlässigt werden. Praktische Erfahrungen zeigen demgegenüber, daß auch ohne äußere Wärmezufuhr bei schnellaufenden Umformprozessen infolge Reibung zwischen Werkzeug und Blechwerkstoff sowie aufgrund der in Wärme umgewandelten Umformenergie deutlich höhere Temperaturen auftreten können.

Eine weitere häufig angewandte Vereinfachung ist die Vernachlässigung des Einflusses der Geschwindigkeit auf die Fließspannung. Ein häufig verwendeter Ansatz zur Beschreibung der Fließspannung unter Vernachlässigung einer veränderlichen Umformtemperatur und -geschwindigkeit ist der Potenzansatz nach *Hollomon*

$$k_f = C \cdot \varphi^n \quad (4.6)$$

C = Werkstoffkonstante, n = Verfestigungsexponent

Dieser Ansatz wird überwiegend für Stähle sowie für Aluminiumlegierungen verwendet /Ratke83/. Die Werkstoffkonstante C stellt die Fließspannung bei einem Umformgrad von $\varphi = 1$ dar. *Reihle* leitete zur Bestimmung der Werkstoffkonstanten C für Stähle die Beziehung

$$C = R_m \cdot \left(\frac{e}{n}\right)^n \quad (4.7)$$

(R_m = Zugfestigkeit) her /Reihle61/. In **Bild 4.21** sind die experimentell gewonnenen Fließkurven der Magnesiumlegierung AZ31B ($s_0 = 1,3$ mm) und die nach der *Hollomon*-Beziehung ermittelten Werte vergleichend dargestellt. Zur Ermittlung der rechnerischen Verläufe wurden die Werkstoffkonstanten nach *Reihle* sowie die im Zugversuch ermittelten Verfestigungsexponenten (siehe **Tabelle 4.4**) herangezogen.

Tabelle 4.4: Zugfestigkeit R_m , Verfestigungsexponent n und Werkstoffkonstante C bei verschiedenen Temperaturen; Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm

	T = 25 °C	T = 100 °C	T = 150 °C	T = 200 °C	T = 235 °C
R_m [N/mm ²]	256,3	215,3	173,1	138,1	125,5
n [-]	0,170	0,137	0,120	0,103	0,072
C [N/mm ²]	410,6	324,2	251,7	193,5	163,0

Die im Zugversuch sowie rechnerisch ermittelten Verläufe in **Bild 4.21** zeigen bei den Temperaturen von $T = 25$ °C, $T = 100$ °C und $T = 150$ °C eine sehr gute Übereinstimmung. Bei höheren Temperaturen ($T = 200$ °C und $T = 235$ °C) ist lediglich bis zu einem Umformgrad von $\varphi \approx 0,2$ eine gute Übereinstimmung gegeben. Die infolge dynamischer Entfestigungsvorgänge abfallende Fließspannung bei höheren Umformgraden kann durch den Potenzansatz nach *Hollomon* nicht abgebildet werden.

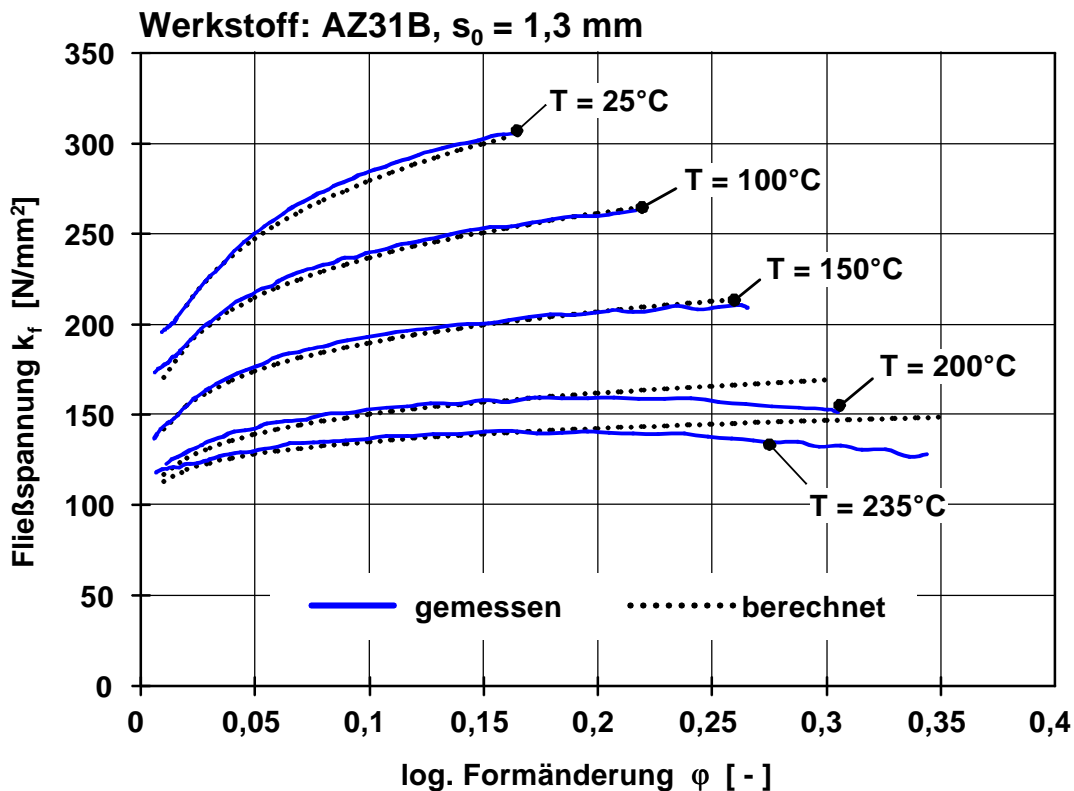


Bild 4.21: Gegenüberstellung experimentell ermittelter und nach dem Hollomon-Ansatz berechneter Fließspannungen, Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$

4.5.2 Erweiterte Ansätze

Um eine genauere Beschreibung der Fließspannung für die Umformung bei erhöhten Temperaturen zu erreichen, sind vielfältige Erweiterungen des *Hollomon*-Ansatzes vorgenommen worden. Zur Beschreibung der Fließkurven von Feinblechen aus Aluminiumlegierungen im Temperaturbereich von $150 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $300 \text{ }^\circ\text{C}$ wurde die Beziehung

$$k_f = C \cdot \phi^{\tilde{n}} \cdot \dot{\phi}^{\tilde{m}} \cdot T^{\tilde{t}} \quad (4.8)$$

mit: C = Konstante

\tilde{n} = Exponent zur Berücksichtigung des Verfestigungseinflusses

\tilde{m} = Exponent zur Berücksichtigung des Geschwindigkeitseinflusses

\tilde{t} = Exponent zur Berücksichtigung des Temperatureinflusses

vorgestellt, die in Abhängigkeit von der gewählten Aluminiumlegierung eine Berechnungsgenauigkeit zwischen 3,15 % und 10,04 % gewährleistet /Heller92/.

Dieser Ansatz weist jedoch den Nachteil auf, daß dynamische Entfestigungsvorgänge des Werkstoffs nicht abgebildet werden, da der das Verfestigungsverhalten kennzeichnende Exponent \tilde{n} unabhängig vom Umformgrad ist. Eine hinreichend genaue Beschreibung der Fließspannungen der untersuchten Magnesiumlegierungen bei erhöhten Temperaturen ist durch diesen Ansatz daher nicht gewährleistet.

Von *Hensel* und *Spittel* wurde eine erweiterte Formulierung vorgestellt, mit der die Veränderung der Verfestigung über dem Umformgrad berücksichtigt werden kann /Hensel86/:

$$k_f = k \cdot e^{m_1 \cdot T} \cdot \dot{\phi}^{m_2} \cdot \phi^{m_3} e^{m_4 \cdot \phi} \quad (4.9)$$

In dieser Funktion sind die Abhängigkeiten der Fließspannung von den Umformparametern ebenso wie bei dem von *Heller* angewandten Ansatz durch Multiplikationen verknüpft, so daß die Einflußgrößen Temperatur, Umformgeschwindigkeit und Umformgrad unabhängig voneinander formuliert werden können. Der Einfluß eines sich in Abhängigkeit vom Umformgrad ändernden Verfestigungsverhaltens wird durch den Term $e^{m_4 \cdot \phi}$ berücksichtigt. Die Anwendbarkeit dieses Berechnungsansatzes für die Modellierung der experimentell ermittelten Fließkurven der untersuchten Magnesiumlegierungen wurde exemplarisch für den Werkstoff AZ31B ($s_0 = 1,3 \text{ mm}$) betrachtet. Die Koeffizienten m_1 bis m_4 sowie die Konstante k wurden hierzu durch eine Regressionsanalyse ermittelt. Eine vergleichende Darstellung der experimentell ermittelten Fließkurven mit den berechneten Verläufen nach **Glg. 4.9** für den Temperaturbereich von $T = 150 \text{ °C}$ bis $T = 235 \text{ °C}$ zeigt **Bild 4.22**.

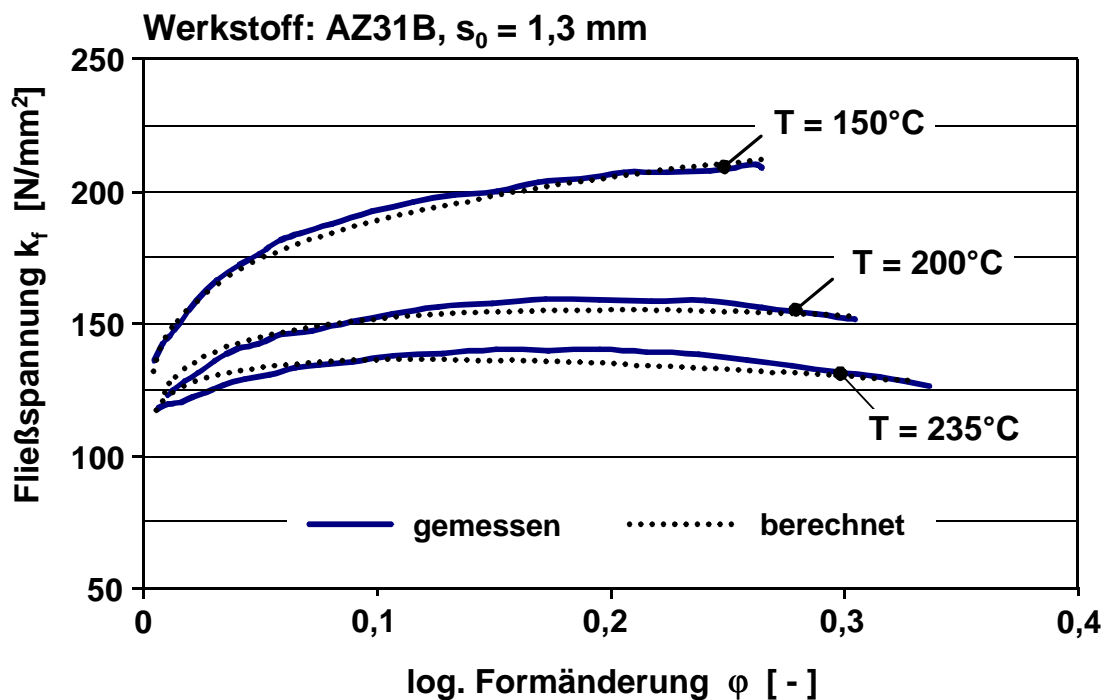


Bild 4.22: Gegenüberstellung experimentell ermittelter und berechneter Fließspannungen, Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$

Die bei den drei Temperaturen vorliegenden mittleren und maximalen prozentualen Abweichungen Δ_m und Δ_{\max} sind in **Tabelle 4.5** aufgeführt.

Tabelle 4.5: Mittlere und maximale prozentuale Abweichung zwischen gemessenen und rechnerisch ermittelten Fließspannungen; Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$

	T = 150 °C	T = 200 °C	T = 235 °C
mittlere Abweichung Δ_m [%]	1,37	1,90	2,29
maximale Abweichung Δ_{\max} [%]	2,97	3,45	4,37

Die geringen Abweichungen zwischen gemessenen und berechneten Werten verdeutlichen die sehr gute Eignung des Berechnungsansatzes für die Beschreibung der Fließkurven der Magnesiumlegierung. Die der Berechnung zugrunde liegenden Koeffizienten sind in **Tabelle 4.6** dargestellt.

Die Exponenten und m_2 wurden als konstante Größen identifiziert, die ein Maß für die Abhängigkeit der Fließspannung von der Umformtemperatur (Exponent m_1) und von der Umformgeschwindigkeit (Exponent m_2) darstellen. In Analogie zu der Berechnungsbeziehung nach *Hollomon* wurde für den Exponent m_3 der Wert des im Zugversuch ermittelten Verfestigungsexponenten n eingesetzt. Dadurch wird eine Übertragbarkeit bekannter Größen zur Kennzeichnung der Umformeigenschaften von Blechen auf die Umformung von Magnesiumblechen bei erhöhten Temperaturen ermöglicht. Darüber hinaus ermöglicht der Exponent m_4 eine Aussage darüber, inwieweit sich das Verfestigungsverhalten während der Umformung ändert. Ein betragsmäßig größerer Wert bedeutet bei der temperierten Umformung eine stärkere dynamische Entfestigung. Bei der Temperatur von $T = 150 \text{ °C}$ ($m_4 = 0$) treten demzufolge noch keine Entfestigungsvorgänge auf und es liegt ein nahezu konstanter Verfestigungsexponent während der Umformung vor.

Tabelle 4.6: Koeffizienten zur Berechnung der Fließspannungen nach **Glg. 4.8** für den Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, $\dot{\phi} = 0,002 \text{ s}^{-1}$

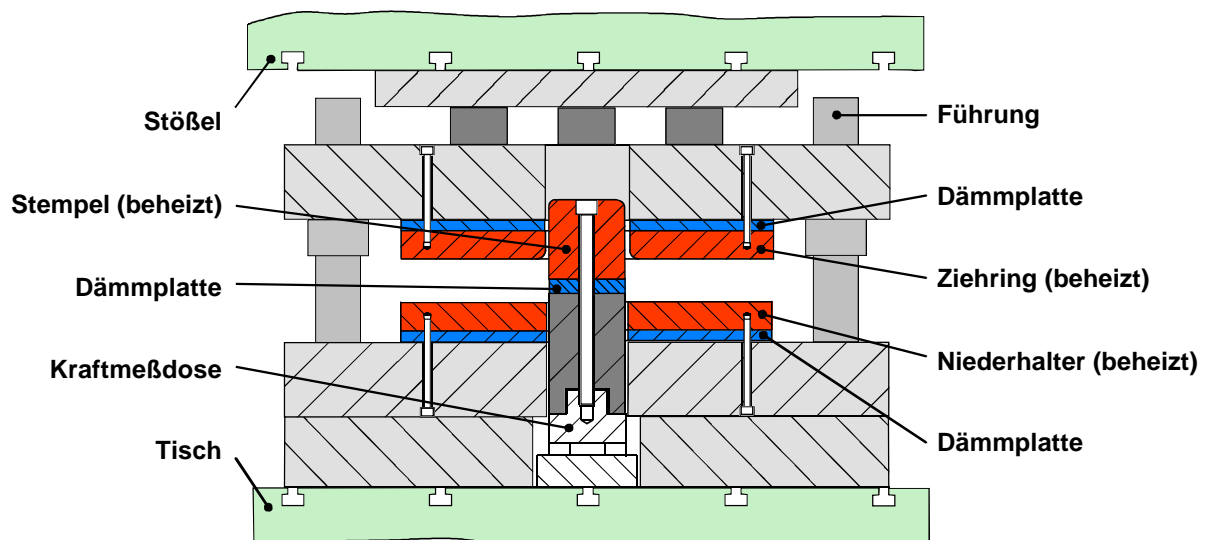
	T = 150 °C	T = 200 °C	T = 235 °C
Konstante k	190	141	112
Exponent m_1	$18 \cdot 10^{-4}$		
Exponent m_2	10^{-4}		
Exponent m_3	0,120	0,103	0,072
Exponent m_4	0	- 0,52	- 0,62

5 Tief- und Streckziehen von Magnesiumknetlegierungen

Zur Untersuchung der Tief- und Streckzieheigenschaften von Magnesiumlegierungen wurden Umformversuche mit verschiedenen Werkzeuggeometrien durchgeführt. Neben der Ermittlung des temperaturabhängigen Umformverhaltens wurde dabei den auftretenden Versagenserscheinungen besondere Beachtung geschenkt. Aufgrund der großen Bedeutung der Reibverhältnisse bei Tiefziehprozessen wurde zudem betrachtet, inwieweit sich die bei der Magnesiumumformung erforderlichen erhöhten Prozeßtemperaturen sowie die Art des eingesetzten Schmierstoffes auf die Reibbedingungen auswirken.

5.1 Experimentelle Untersuchung der Tiefzieheigenschaften

Die Untersuchungen zur Ermittlung der Tiefzieheigenschaften wurden auf einer hydraulischen Ziehpresse des Herstellers HYDRAP PRESSEN, Typ HPDZb 63 durchgeführt (siehe [Anhang 5.1](#)). Hierbei kamen Tiefziehwerkzeuge mit rotationssymmetrischer und rechteckiger Geometrie zum Einsatz, die jeweils im Stempel-, Niederhalter- und Ziehringbereich mittels elektrischer Heizelemente bis zu einer Temperatur von $T = 300\text{ °C}$ temperiert wurden. In [Bild 5.1](#) ist der Aufbau der eingesetzten beheizbaren Tiefziehwerkzeuge dargestellt.



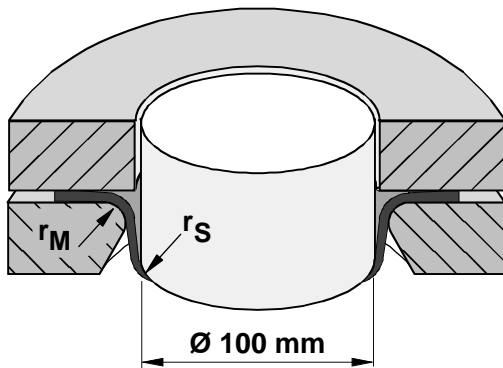
[Bild 5.1](#): Aufbau der eingesetzten beheizbaren Tiefziehwerkzeuge

Es wurden die in [Kapitel 4.1](#) aufgeführten Magnesiumlegierungen sowie die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 untersucht. Bei allen Versuchen wurde der vollsynthetische Schmierstoff (Produkt B 393 G) in einer Menge von ca. 5 g/m^2 verwendet, der in vergleichenden Untersuchungen sehr gute Eigenschaften gezeigt hat (siehe [Kapitel 5.5](#)).

5.1.1 Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile

5.1.1.1 Werkzeuggeometrie

In **Bild 5.2** sind die wesentlichen Geometriedaten des verwendeten beheizbaren rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeugs aufgeführt. Sowohl der Stempelkantenradius als auch der Ziehkantenradius betragen 12,0 mm.



Werkzeugradien:

Stempelkantenradius $r_S = 12,0 \text{ mm}$

Ziehkantenradius $r_M = 12,0 \text{ mm}$

© IFUM

Bild 5.2: Geometrie des beheizbaren rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeugs

5.1.1.2 Ermittlung temperaturabhängiger Grenzziehverhältnisse

Zur Beurteilung der Tiefzieheigenschaften der untersuchten Magnesiumlegierungen wurde das werkstoffabhängige Grenzziehverhältnis herangezogen. Um den Einfluß der Temperatur auf die Tiefzieheigenschaften zu analysieren, wurde das beschriebene Werkzeug ausgehend vom unbeheizten Zustand ($T = 25 \text{ °C}$) in 25 °C - bzw. 50 °C -Schritten bis zu einer Temperatur von $T = 300 \text{ °C}$ im Niederhalter- und Ziehringbereich erwärmt. Bei den unterschiedlichen Temperaturen wurde jeweils der maximale noch versagensfrei ziehbare Rondendurchmesser ermittelt und somit das Grenzziehverhältnis bestimmt. Der Niederhalterdruck wurde dabei so eingestellt, daß die Faltenbildung im Flanschbereich gerade unterdrückt wurde.

In **Bild 5.3** sind die Ergebnisse der Untersuchungen zusammenfassend dargestellt. Bei einer Temperatur von $T = 50 \text{ °C}$ im Flanschbereich der Platinen wurden nur geringe Grenzziehverhältnisse erreicht, die je nach Legierung zwischen $\beta_{0,\max} = 1,38$ (Legierung MN150) und $\beta_{0,\max} = 1,48$ (Legierung AZ31, $s_0 = 1,0 \text{ mm}$) liegen.

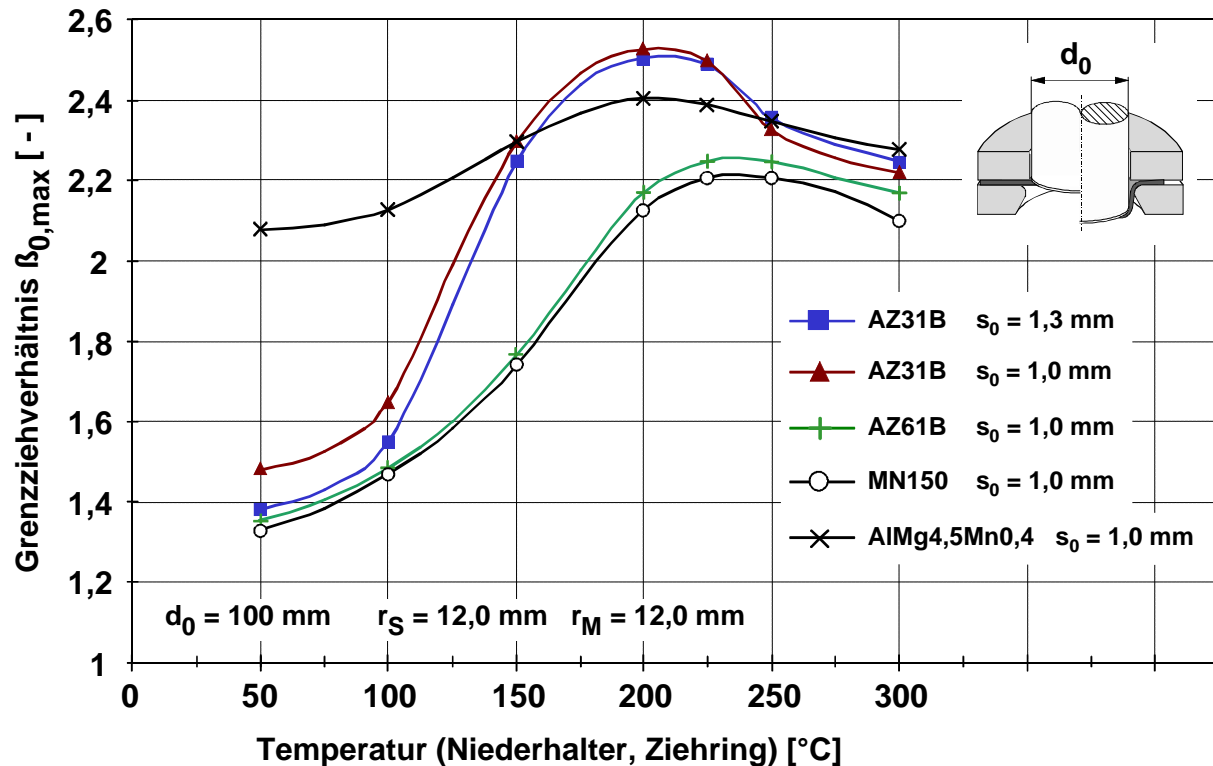


Bild 5.3: Temperaturabhängige Grenzziehverhältnisse, Stempeldurchmesser $d_0 = 100$ mm, Ziehgeschwindigkeit: $v_{St} = 5$ mm/s

Bild 5.4 zeigt exemplarisch einige Ziehtteile aus verschiedenen Magnesiumlegierungen die bereits bei einer Ziehtiefe von wenigen Millimetern charakteristische Versagenserscheinungen in Form von Reißern aufweisen. Im Vergleich zu den Magnesiumlegierungen zeigt die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 bei einer Temperatur von $T = 50$ °C bereits ein gutes Umformverhalten, das sich in einem erreichbaren Grenzziehverhältnis von $\beta_{0,max} = 2,08$ widerspiegelt.

Oberhalb von $T = 100$ °C kommt es bei allen untersuchten Magnesiumlegierungen zu einem starken Anstieg des Grenzziehverhältnisses, bis schließlich von allen Legierungen im Temperaturbereich zwischen $T = 200$ °C und $T = 250$ °C ein absolutes Maximum durchlaufen wird (siehe **Bild 5.3**). Auch die Aluminiumlegierung zeigt hier das gleiche charakteristische Verhalten, jedoch verläuft der Anstieg des Grenzziehverhältnisses über der Temperatur deutlich flacher. Die größten Grenzziehverhältnisse von $\beta_{0,max} = 2,51$ (Legierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm) und $\beta_{0,max} = 2,53$ (Legierung AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm) wurden bei einer Temperatur von $T = 200$ °C ermittelt. Die Werte liegen somit deutlich oberhalb des maximalen Grenzziehverhältnisses der Aluminiumlegierung ($\beta_{0,max} = 2,41$), welches ebenfalls bei einer Temperatur von ca. 200 °C erreicht wurde. Die Magnesiumlegierungen AZ61B sowie MN150 erreichen geringere maximale Grenzziehverhältnisse von $\beta_{0,max} = 2,25$ (Legierung AZ61B) und $\beta_{0,max} = 2,21$ (Legierung MN150). Weiterhin wurde bei diesen

Magnesiumlegierungen festgestellt, daß die Temperaturen, bei der die maximalen Grenzziehverhältnisse erreicht werden, im Vergleich zum Werkstoff AZ31B größer sind. Für die Legierungen AZ61B und MN150 wurde der optimale Temperaturbereich für das Tiefziehen zu $225\text{ °C} \leq T \leq 250\text{ °C}$ ermittelt.

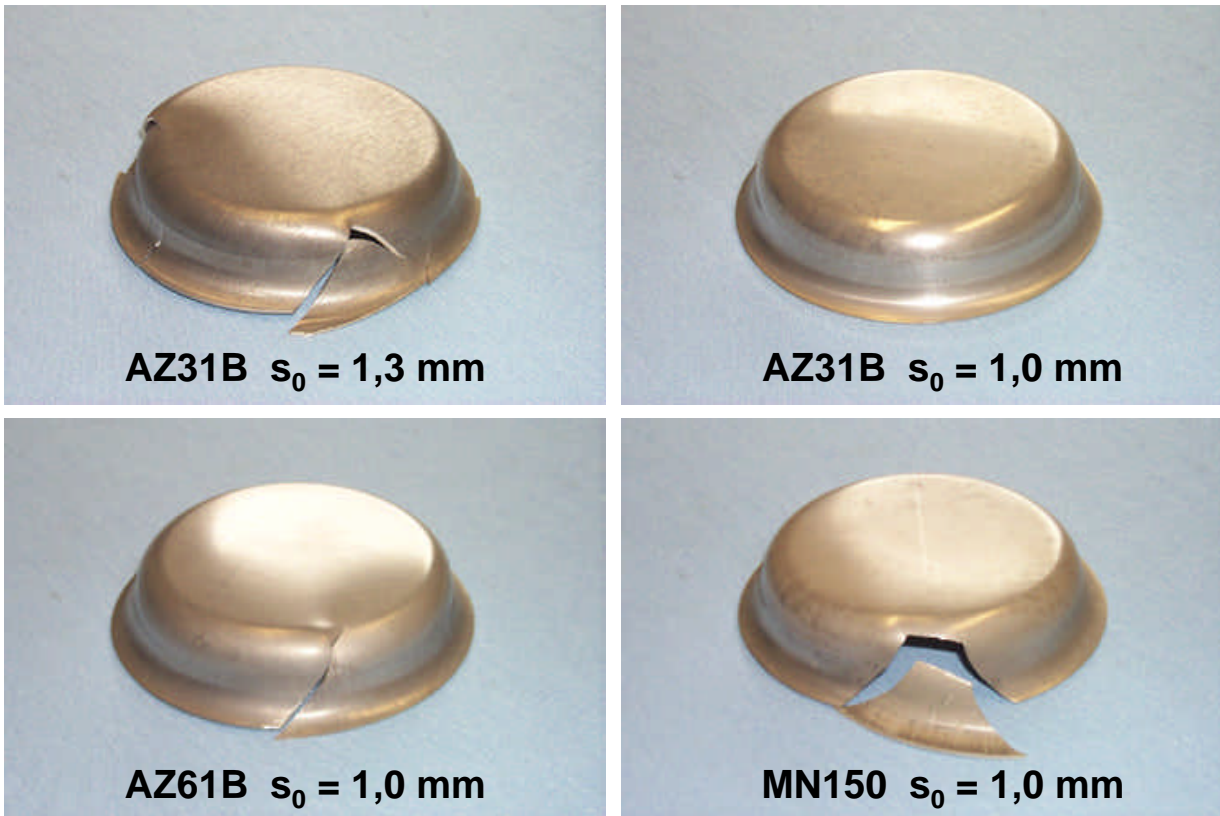


Bild 5.4: Tiefziehen verschiedener Magnesiumlegierungen, Umformtemperatur $T = 50\text{ °C}$, Ziehverhältnis $\beta_0 = 1,45$

Die ausgeprägten Maxima in den Verläufen der Grenzziehverhältnisse ergeben sich aus der Überlagerung zweier gegensätzlicher Effekte, die aus der Temperaturerhöhung resultieren. Einerseits steigt das Formänderungsvermögen der untersuchten Werkstoffe mit dem Anstieg der Temperatur, was insbesondere bei den Magnesiumlegierungen zu einer deutlichen Verbesserung der Formänderungsfähigkeit führt. Dieser Effekt bewirkt zunächst den steilen Anstieg des Grenzziehverhältnisses mit steigender Temperatur. Andererseits nimmt die Festigkeit der Werkstoffe, insbesondere die der Magnesiumlegierungen, mit steigender Temperatur ab (siehe **Kapitel 4**), so daß mit steigender Temperatur eine geringere Ziehkraft über die Ziehteilzarge in die Umformzone, den Flanschbereich, übertragen werden kann. Darüber hinaus bewirkt eine Temperaturerhöhung eine signifikante Verringerung der infolge der Umformung auftretenden Werkstoffverfestigung. Dies bedeutet, daß der vom Flansch über die Ziehkante in die Zarge einfließende Werkstoff mit größerer Temperatur eine deutlich

verminderte Festigkeit aufweist, die schließlich die Ursache für das Reißen des Werkstoffes im Zargenbereich bei hohen Temperaturen darstellt. Eine weitere Steigerung des Grenzziehverhältnisses kann folglich dadurch erreicht werden, daß der Blechwerkstoff im Zargenbereich gekühlt wird. Die praktische Umsetzung kann durch die Verwendung eines gekühlten Stempels erfolgen (siehe **Kapitel 6**).

Bild 5.5 zeigt Ziehtteile aus der Magnesiumlegierung AZ31B ($s_0 = 1,0$ mm und $s_0 = 1,3$ mm) sowie der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4, die bei der Temperatur von $T = 200$ °C im Niederhalter und Ziehring mit einem Ausgangsziehverhältnis von $\beta_0 = 2,5$ umgeformt wurden. Entsprechend der in **Bild 5.3** dargestellten Grenzziehverhältnisse konnten die Ziehtteile aus den Magnesiumlegierungen versagensfrei hergestellt werden, während es bei der Aluminiumlegierung bereits nach 28 mm Ziehtiefe zum Versagen des Werkstoffes kam.

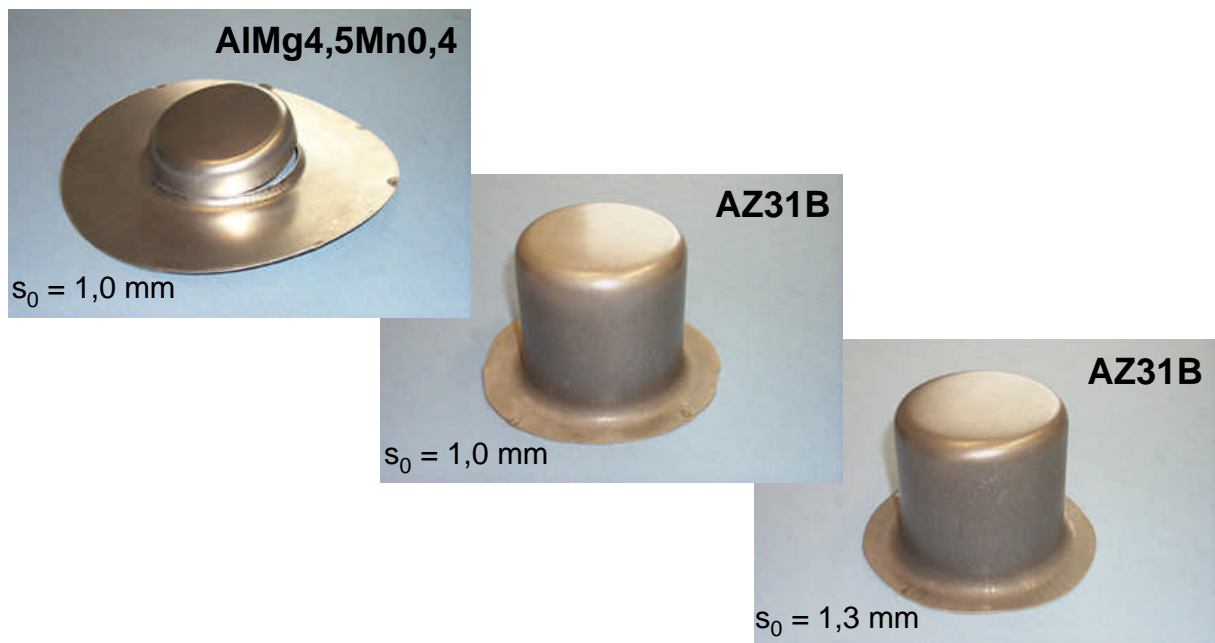


Bild 5.5: Ergebnisse der Tiefziehversuche mit AlMg4,5Mn0,4 und AZ31B; Umformtemperatur $T = 200$ °C, Ziehverhältnis $\beta_0 = 2,5$

5.1.1.3 Einfluß der Temperatur auf die erforderliche Ziehkraft

Da die Temperatur einen wesentlichen Einfluß auf die Festigkeit sowie das Verfestigungsverhalten der untersuchten Magnesiumlegierungen besitzt, verändern sich die zur Umformung erforderlichen Kräfte in Abhängigkeit des gewählten Temperaturniveaus signifikant. **Bild 5.6** zeigt Kraft-Weg Verläufe, die beim Tiefziehen der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm, mit dem rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug bei unterschiedlichen Temperaturen erfaßt wurden. Es zeigt sich, daß die erforderliche maximale Stempelkraft mit

steigender Umformtemperatur deutlich abnimmt. Die Maximalkraft fällt bei einer Temperaturerhöhung von $T = 150\text{ °C}$ auf $T = 200\text{ °C}$ um ca. 43 % ab (Reduzierung der Ziehkraft von 100,5 kN auf 57,4 kN). Eine Temperaturerhöhung auf 250 °C führt sogar zu einer Reduzierung der erforderlichen Ziehkraft um 60 %. Daraus ist abzuleiten, daß der erforderliche Arbeitsbedarf der Umformmaschine gegenüber dem herkömmlichen Tiefziehen bei Raumtemperatur deutlich gesenkt werden kann.

In **Bild 5.7** sind die Kraft-Weg Verläufe der vergleichend untersuchten Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 dargestellt. Die Versuche wurden mit den gleichen Versuchsparametern durchgeführt, wie die Untersuchungen gemäß **Bild 5.6**. Es zeigt sich, daß die erforderliche Stempelkraft bei der Aluminiumlegierung mit steigender Umformtemperatur im Vergleich zu der Magnesiumlegierung weniger deutlich abnimmt. Die Maximalkraft fällt bei einer Temperaturerhöhung von $T = 150\text{ °C}$ auf $T = 250\text{ °C}$ um ca. 35 % ab (Reduzierung der Ziehkraft von 82,3 kN auf 53,6 kN).

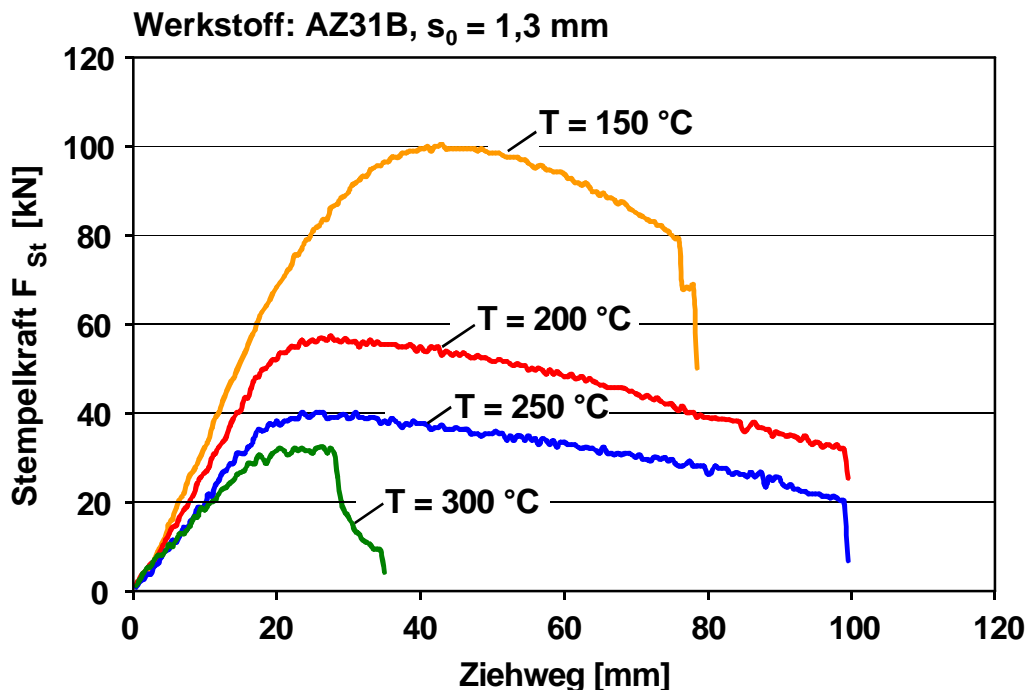


Bild 5.6: Einfluß der Temperatur auf den Kraft-Weg-Verlauf beim Tiefziehen der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3\text{ mm}$, $d_0 = 100\text{ mm}$, $\beta_0 = 2,3$

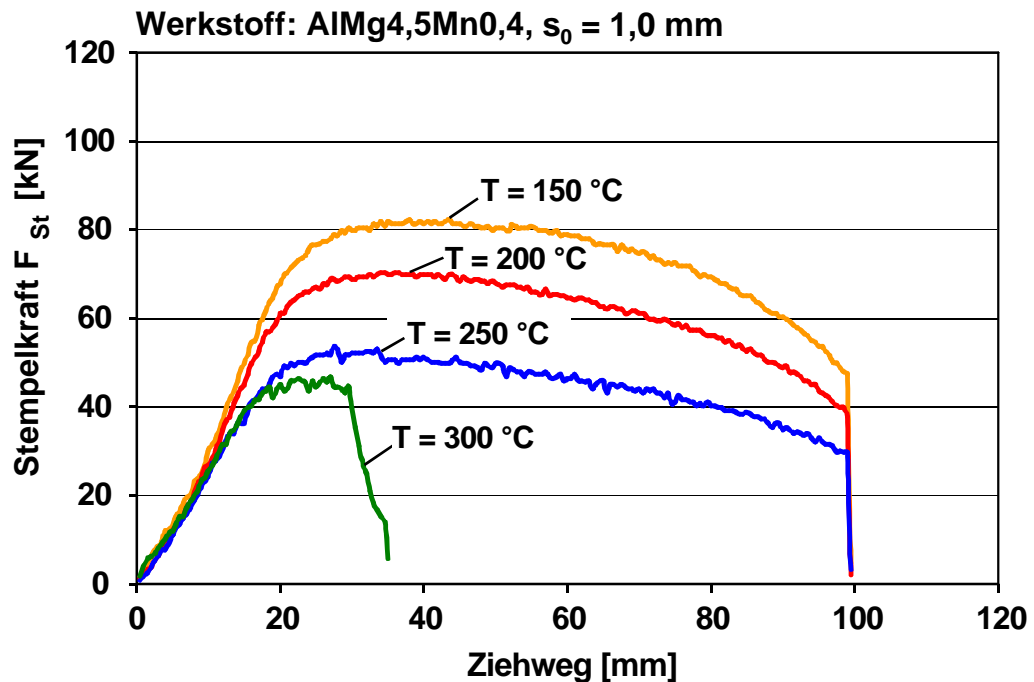


Bild 5.7: Einfluß der Temperatur auf den Kraft-Weg-Verlauf beim Tiefziehen der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4, $d_0 = 100$ mm, $\beta_0 = 2,3$

5.1.1.4 Blechdickenänderungen infolge der Umformung

Die Blechdickenverteilung von Ziehtteilen läßt Rückschlüsse auf das Werkstoffverhalten während des Umformvorgangs zu. Um das werkstoffspezifische Umformverhalten der verschiedenen Magnesiumlegierungen beim temperierten Tiefziehen genauer zu charakterisieren, wurden Blechdickenverteilungen entlang von Radialschnitten an runden Tiefziehteilen ermittelt. **Bild 5.8** zeigt einen Vergleich der Blechdickenverläufe der Magnesiumlegierungen AZ31B, AZ61B und MN150 sowie der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4, die bei einer Temperatur von $T = 200$ °C mit einem Ziehverhältnis von $\beta_0 = 2,1$ tiefgezogen wurden. Alle Legierungen zeigen den vom konventionellen Tiefziehen bei Raumtemperatur bekannten charakteristischen Verlauf mit einem lokalen Blechdickenminimum im Bereich des Überganges vom Bodenradius zur Zarge sowie einer kontinuierlichen Aufdickung zum Rand der Ziehtails. Im Vergleich zur Aluminiumlegierung weisen jedoch insbesondere die Magnesiumlegierungen AZ31B und AZ61B eine deutlich größere Blechdickenzunahme im Zargen- bzw. Flanschbereich der Ziehtteile auf, was zu einer geringeren Restflanschbreite führt. Beispielsweise beträgt die maximale Blechdickenzunahme, bezogen auf die Ausgangsblechdicke, bei der Legierung AZ31B bis zu 52%.

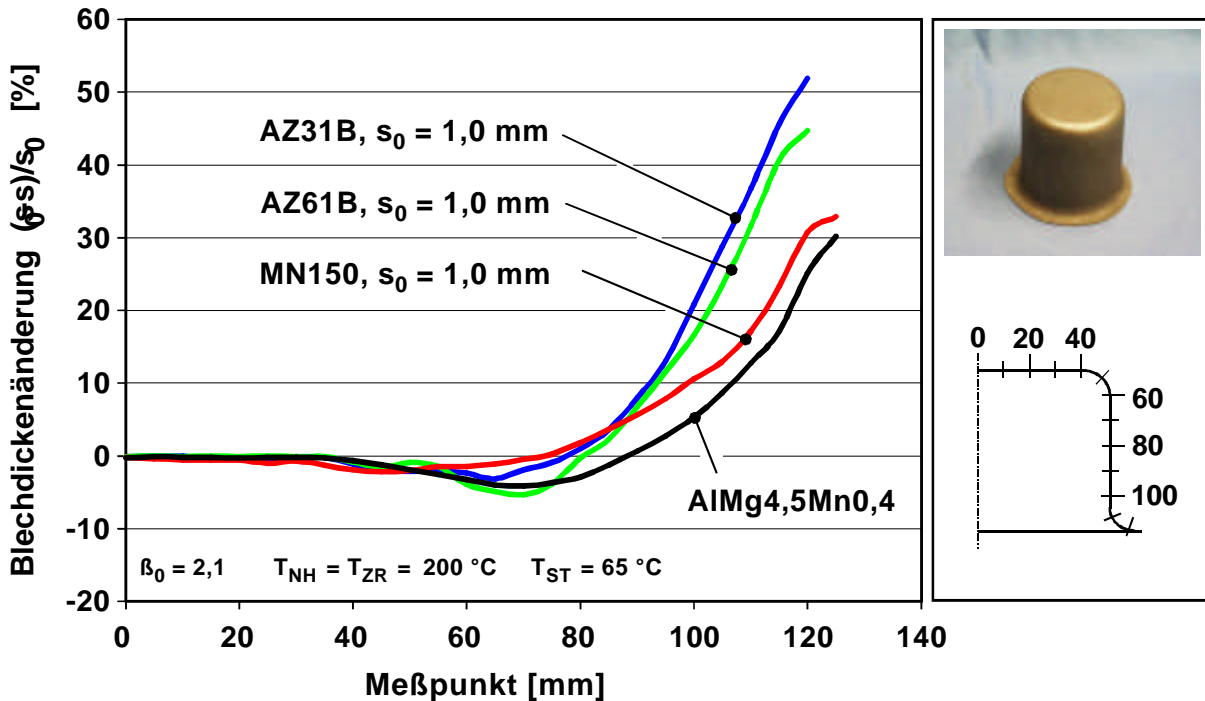


Bild 5.8: Vergleich der Blechdickenverläufe verschiedener Magnesiumlegierungen; $\beta_0 = 2,1$; $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $s_0 = 1,0 \text{ mm}$, Meßrichtung: 0° zur Walzrichtung

Diese Ergebnisse zeigen, daß sich der Stofffluß bei der Zug-Druck-Umformung von Magnesiumlegierungen deutlich von dem der Aluminiumlegierung unterscheidet. Die großen Blechdickenzunahmen müssen daher bei der Auslegung von Tiefziehwerkzeugen für die temperierte Umformung von Magnesiumlegierungen durch einen entsprechend angepaßten Ziehspalt berücksichtigt werden.

Um eine Aussage über die Abhängigkeit der Blechdickenverteilung von der gewählten Umformtemperatur beim Tiefziehen zu erhalten, wurden Versuche in dem für das Tiefziehen von Magnesiumlegierungen geeigneten Temperaturbereich $175 \text{ }^\circ\text{C} < T < 250 \text{ }^\circ\text{C}$ mit der Legierung AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, durchgeführt. Alle weiteren Versuchsparameter wurden dabei konstant gehalten.

Die in **Bild 5.9** dargestellten Ergebnisse zeigen, daß die Umformtemperatur einen signifikanten Einfluß auf die Blechdickenverteilung im Ziehteil ausübt. Die Erhöhung der Umformtemperatur von $T = 175 \text{ }^\circ\text{C}$ auf $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ führte zu einer geringfügig größeren Blechdickenabnahme im Bereich des Übergangs vom Bodenradius zur Zarge bei gleichzeitig zunehmender Aufdickung des Materials im Zargen- und Flanshbereich.

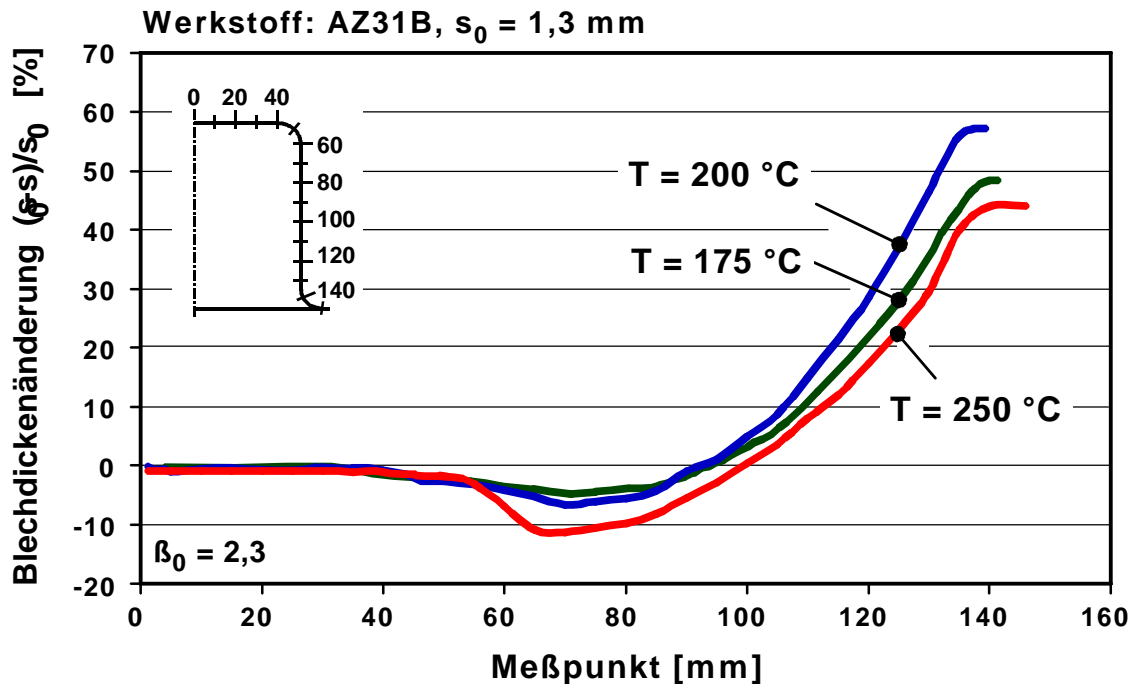


Bild 5.9: Einfluß der Umformtemperatur auf den Blechedickenverlauf bei der Umformung der Mg-Legierung AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, Meßrichtung: 0° zur Walzrichtung

Messungen an weiteren Ziehtteilen der Legierung AZ31B bestätigten die grundsätzliche Aussage, daß sowohl die Blechedickenabnahme am Übergang zwischen Bodenradius und Zarge als auch die Blechedickenzunahme im Bereich der Zarge und des Flansches mit zunehmender Temperatur größer werden. Eine Abweichung von diesem Verhalten ist dann festzustellen, wenn bei Temperaturen oberhalb der für die jeweilige Legierung optimalen Tiefziehtemperatur (siehe **Bild 5.3**) nahe der Prozeßgrenze, also nahe dem Grenzziehverhältnis, gezogen wird. Der Blechedickenverlauf bei der Temperatur von $T = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ in **Bild 5.9** verdeutlicht dies. Die Temperaturerhöhung von $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ auf $T = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ führte hier im gesamten Zargen- und Flanschbereich zu einer Verringerung der Blechedicke, verbunden mit einem größeren Restflansch. Dieses Ergebnis deutet darauf hin, daß beim Tiefziehen im hohen Temperaturbereich, d.h. oberhalb der optimalen Umformtemperatur, der Werkstoff aufgrund der geringeren Festigkeit und des größeren Dehnungsvermögens im Bereich der Zarge ausgestreckt wird, was einerseits zu einer Längung der Zarge in Ziehrichtung und andererseits zu einer Verringerung der Zargenwanddicke führt. Bei gleicher Ziehtiefe ist in diesem Falle die Umformung im Flanschbereich und die daraus resultierende Blechedickenänderung im Flansch geringer.

5.1.2 Tiefziehen rechteckiger Teile

5.1.2.1 Werkzeuggeometrie

Ergänzend zu den Untersuchungen mit dem rotationssymmetrischen Werkzeug wurden Tiefziehversuche mit einer rechteckigen Werkzeuggeometrie gemäß **Bild 5.10** durchgeführt. Beim Tiefziehen rechteckiger Teile kommt es im Bereich der Ziehteilecken zu einem komplexen Werkstofffluß. Die Ergebnisse liefern daher weitergehende Informationen zur Beurteilung des Werkstoffverhaltens beim Tiefziehen nicht-rotationssymmetrischer Werkstücke.

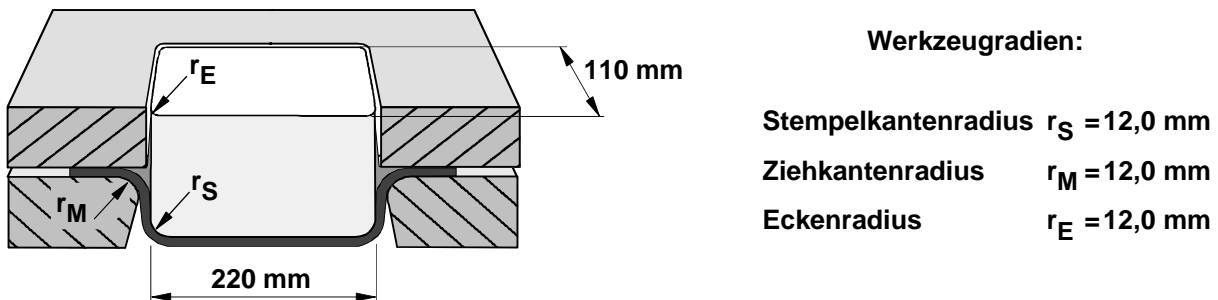


Bild 5.10: Geometrie des beheizbaren rechteckigen Tiefziehwerkzeugs

5.1.2.2 Ermittlung temperaturabhängiger Grenzziehverhältnisse

Für nicht-rotationssymmetrische Ziehteile kann nach *Dutschke* das Grenzziehverhältnis ermittelt werden, indem die Platinen- und Stempelfläche in Kreisflächen umgerechnet werden, aus deren Durchmessern entsprechend der Definition für runde Teile das Grenzziehverhältnis gebildet wird [Dutschke58]. Die Durchmesser der Kreisflächen werden dabei als fiktive Durchmesser D_{f0} bzw. d_{f0} bezeichnet. Für beliebige Geometrien von Platine (Flächeninhalt $A_{Platine}$) und Stempel (Flächeninhalt $A_{Stempel}$) ergeben sie sich zu:

$$D_{f0} = \sqrt{4 \cdot \frac{A_{Platine}}{p}} \quad \text{und} \quad d_{f0} = \sqrt{4 \cdot \frac{A_{Stempel}}{p}} \quad (5.1)$$

Das Ziehverhältnis beliebiger Teilegeometrien läßt sich somit berechnen zu:

$$\beta_{f0} = \frac{D_{f,0}}{d_{f,0}} = \sqrt{\frac{A_{Platine}}{A_{Stempel}}} \quad (5.2)$$

Um das temperaturabhängige fiktive Grenzziehverhältnis für die verwendete Rechteckgeometrie zu ermitteln, wurde analog zu **Kapitel 5.1.1.2** vorgegangen. Zur Reduzierung des Versuchsaufwandes beschränkten sich die Untersuchungen auf die Ermittlung der Werte für die Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm, und die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4.

Die Tiefziehversuche mit der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm, bestätigen die Aussage, daß bei Raumtemperatur nur sehr eingeschränkte Umformeigenschaften vorliegen. Im Gegensatz zu den Versuchen mit dem rotationssymmetrischen Werkzeug erfolgte das Reißen des Werkstoffes bei Raumtemperatur jedoch nicht im Flanschbereich, sondern im Bodenradius (siehe **Kapitel 5.2**), d.h. die vollständige Ausformung des rechteckigen Ziehteilbodens war ohne Temperieren des Werkstoffes in diesem Bereich nicht möglich. Erst bei einer Stempeltemperatur von $T_{\text{Stempel}} = 150$ °C konnte der Ziehteilboden vollständig ausgeformt werden, so daß bei allen Versuchen diese Temperatur beibehalten wurde. Eine weitere Temperaturerhöhung im Stempel wurde nicht vorgenommen, um die Festigkeit der Magnesiumlegierung in dem kraftübertragenden Bereich (Stempelkante) nicht herabzusetzen.

Im weiteren wurden die Temperatur im Niederhalter- und Ziehringbereich, nachfolgend auch als Umformtemperatur bezeichnet, in Schritten von 25 °C bis auf 300 °C gesteigert. Es zeigte sich, daß unterhalb einer Temperatur von $T_{\text{ZR}} = T_{\text{NH}} = 125$ °C lediglich technisch unbedeutende Grenzziehverhältnisse von $\beta_{f_0, \text{max}} < 1,25$ erreicht werden können (**Bild 5.11**). Im Temperaturintervall zwischen 125 °C und 200 °C findet eine deutliche Verbesserung der Tiefzieheigenschaften statt, was sich in einem stark ansteigenden Grenzziehverhältnis widerspiegelt. Das maximale Grenzziehverhältnis von $\beta_{f_0, \text{max}} = 1,98$ wird schließlich bei einer Umformtemperatur von $T = 225$ °C erzielt.

Bei weiterer Erhöhung der Umformtemperatur im Flanschbereich kommt es analog zu den Ergebnissen mit dem rotationssymmetrischen Werkzeug zu einer deutlichen Verringerung des Grenzziehverhältnisses (siehe **Kapitel 5.1.1.2**).

Auch bei der vergleichend untersuchten Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 führt eine Erhöhung der Temperatur im Niederhalter- und Ziehringbereich zu einer Steigerung des Grenzziehverhältnisses. Das Maximum wird bei dieser Legierung bei einer Umformtemperatur von $T = 200$ °C erreicht. Gegenüber dem herkömmlichen Tiefziehen bei Raumtemperatur konnte bei der Aluminiumlegierung das Grenzziehverhältnis um ca. 7% von $\beta_{f_0, \text{max}} = 1,90$ ($T = 20$ °C) auf $\beta_{f_0, \text{max}} = 2,03$ ($T = 200$ °C) gesteigert werden. Der Anstieg des Grenzziehverhältnisses über der Umformtemperatur ist somit im Vergleich zu den Magnesiumlegierungen deutlich geringer.

Die Versuche mit rechteckiger Werkzeuggeometrie haben gezeigt, daß mit der Magnesiumknetlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm bei temperierter Prozeßführung Grenzziehverhältnisse zwischen 1,9 und 2,0 erreichbar sind. Die Werte sind vergleichbar mit der gut umformbaren Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4.

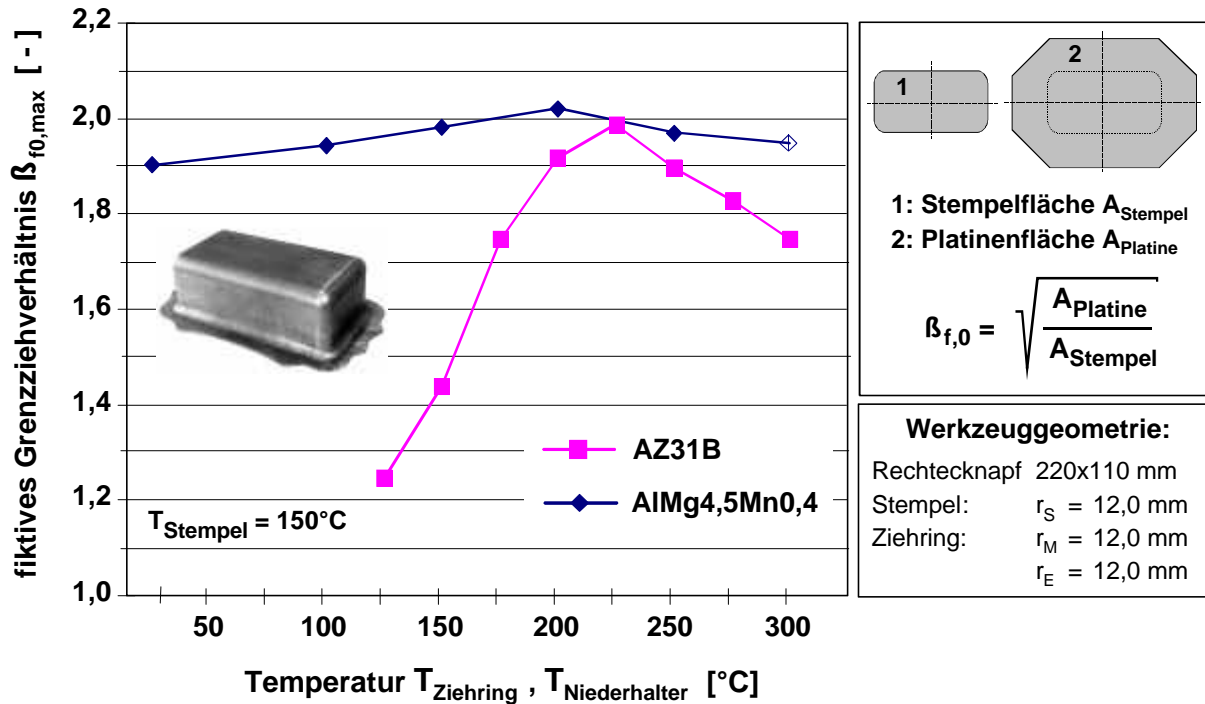


Bild 5.11: Temperaturabhängiges fiktives Grenzziehverhältnis der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$ und der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4, $s_0 = 1,0 \text{ mm}$

5.1.2.3 Blechdickenänderungen infolge der Umformung

Um Aussagen über den werkstoffabhängigen Materialfluß zu erhalten, wurden ergänzend zu den bisherigen Untersuchungen an ausgewählten Ziehtteilen der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, sowie der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 Blechdickenmessungen durchgeführt. Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten, wurden Tiefziehteile ausgewählt, welche bei identischen Versuchsbedingungen umgeformt wurden (Stempeltemperatur: $T_{\text{St}} = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$, Umformtemperatur: $T_{\text{ZR}} = T_{\text{NH}} = 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$, fiktives Ziehverhältnis: $\beta_{f0} = 1,7$). Die Messung der Blechdicke erfolgte jeweils vom geometrischen Mittelpunkt des Ziehteilbodens in den folgenden drei Richtungen über die Zarge bis zum Flanschaußenrand (siehe **Bild 5.12**):

- längs zum Ziehteilboden (kurze Seite, Schnitt A-A'),
- diagonal zum Ziehteilboden (Ziehteilecken, Schnitt B-B') sowie
- quer zum Ziehteilboden (lange Seite, Schnitt C-C').

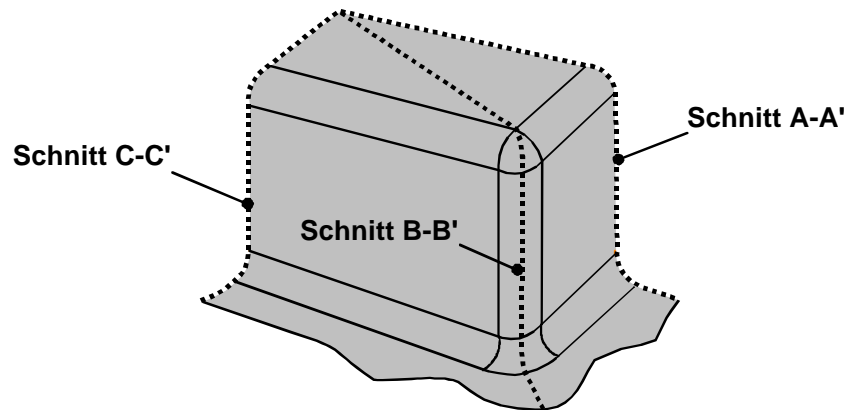
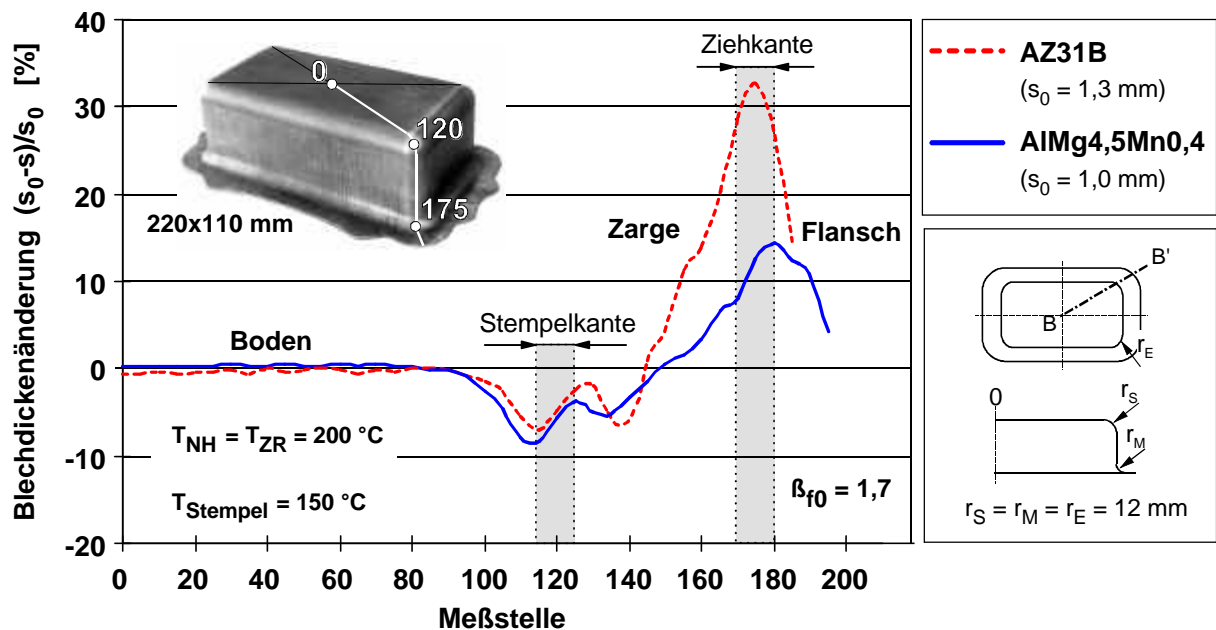


Bild 5.12: Meßrichtungen am rechteckigen Ziehteil

Das Ergebnis der vergleichenden Blechdickenmessung entlang des Radialschnittes B-B' ist in **Bild 5.13** dargestellt. Nach einem gemeinsamen Minimum am Beginn der Stempelkante steigt die Blechdicke bei der Aluminiumlegierung bis zum Erreichen der Ziehringrundung stetig an (maximale Aufdickung ca. 14%), um zum Flanschaußenrand hin wieder abzufallen. Die Magnesiumlegierung zeigt im Bereich der Zarge ein zweites lokales Blechdickenminimum, welches bei einem vergrößerten Zuschnitt die Stelle des Werkstoffversagens darstellt.

Bild 5.13: Vergleich der bezogenen Blechdickenverläufe der Legierung AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm und AlMg4,5Mn0,4, $s_0 = 1,0$ mm entlang des Radialschnittes B-B'

Die Abnahme der Blechdicke an der Stempelkante ist bei der Magnesiumlegierung mit 7% etwas geringer als im Falle der Aluminiumlegierung, jedoch erfolgt beim Magnesium eine

wesentlich stärkere Aufdickung des Bleches in der Zarge und im Bereich der Ziehkante (Blechedickenzunahme bis zu 33%). Entlang der Radiallinien A-A' und C-C' sind hingegen keine signifikanten Unterschiede zwischen den beiden Werkstoffen festzustellen.

5.2 Temperaturabhängiges Versagensverhalten beim Tiefziehen

Die Untersuchungen zum Tiefziehen von Magnesiumblechen mit rotationssymmetrischer und rechteckiger Stempelgeometrie haben gezeigt, daß die Umformeigenschaften entscheidend von der Temperatur abhängen. Wird der Gutteilbereich verlassen, indem z.B. ein für die jeweils gewählten Umformparameter zu großer Blechzuschnitt verwendet wird, kommt es zu einem Versagen des Werkstoffes durch Reißen. Die untersuchten Magnesiumlegierungen weisen in Abhängigkeit von der Umformtemperatur ein charakteristisches Versagensverhalten auf, welches sich deutlich von den von Stahl- oder Aluminiumblechen bekannten Versagensbildern unterscheidet.

Von *Doege* wurde das Werkstoffversagen durch Reißen beim Tiefziehen mit rotationssymmetrischer Stempelgeometrie klassifiziert, indem zwischen dem „vorzeitigen Reißen“, dem „eigentlichen Bodenreißer“ und dem „optimalen Reißen“ unterschieden wurde. Der Reißen trat bei den untersuchten Blechen aus Stahl, Aluminium und Messing immer im Bereich des Bodens an der Stempelkantenrundung auf /Doege63/.

Im Vergleich dazu zeigen Feinbleche aus Magnesiumknetlegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur ein grundsätzlich unterschiedliches Versagensverhalten (siehe **Bild 5.14** und **Bild 5.15**). Bei der Umformung unterhalb einer Temperatur von $T = 225\text{ °C}$ kommt es aufgrund der geringen Umformbarkeit des Magnesiums (siehe **Kapitel 3**) zu sprödebruchartigen Rissen, die am rotationssymmetrischen Ziehteil vom Flanschaußenrand über die Ziehkantenrundung in die Ziehteilzarge laufen (**Bild 5.15a/b**). Beim Tiefziehen der rechteckigen Geometrie führte das geringe Formänderungsvermögen bei Temperaturen unterhalb von $T = 225\text{ °C}$ zum Ausbruch der vier Flanschecken (**Bild 5.15b**).

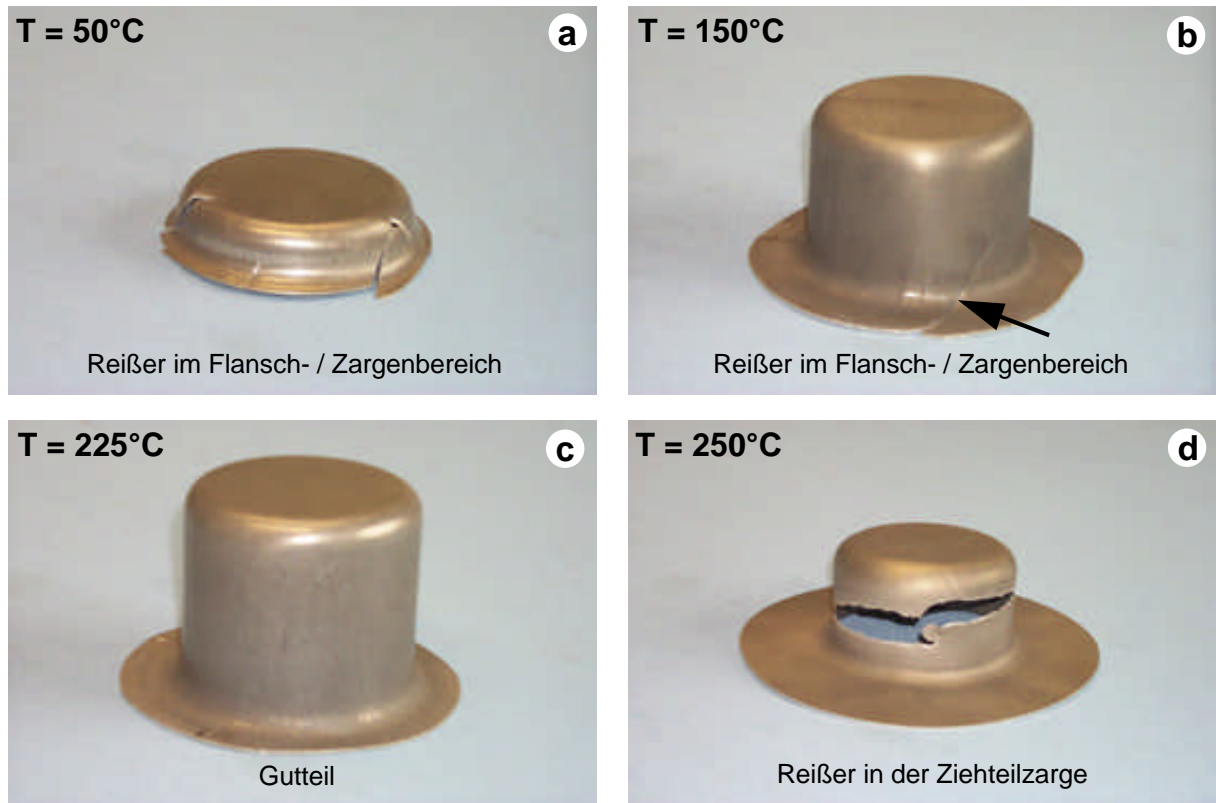


Bild 5.14: Temperaturabhängige Versagensarten am rotationssymmetrischen Ziehteil;
Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$

Oberhalb der optimalen Umformtemperatur von ca. $225 \text{ }^\circ\text{C}$ ändert sich aufgrund des erheblich gestiegenen Formänderungsvermögens das Versagensverhalten. In diesem Temperaturbereich tritt kein Reißen in den umgeformten Bereichen auf, sondern die Versagensgrenze wird durch die Kraftübertragungsfähigkeit vom Ziehteilboden über die Zarge in den Flanschbereich bestimmt: Sowohl beim rotationssymmetrischen Napf als auch beim Rechteckteil reißt das Magnesiumblech im Bereich der Zarge (**Bild 5.14d** und **Bild 5.15d**). Die Lage des Reißers in der Zarge wird durch den Querschnitt mit der geringsten übertragbaren Kraft bestimmt, die sich aus Blechdicke und Festigkeit des Werkstoffes ergibt. Im Unterschied zum klassischen Tiefziehen bei Raumtemperatur reißt das Magnesiumblech bei den dargestellten Tiefziehversuchen nicht am Auslauf der Stempelkantenrundung (Ort der geringsten Blechdicke), sondern im Bereich der Zarge. Dieses Verhalten resultiert aus den thermodynamischen Bedingungen des temperierten Tiefziehens. Das Blech besitzt im Bereich des Stempelbodens zu Beginn des Tiefziehens eine geringere Temperatur und somit eine höhere Festigkeit als im Bereich zwischen Niederhalter und Ziehring. Während des Tiefziehens wird das zwischen Niederhalter und Ziehring befindliche wärmere Material in die Zarge eingezogen und überträgt die Stempelkraft in den Flanschbereich. Trotz der in Richtung des Flansches größer werdenden Blechdicke führt die thermisch bedingte geringere Festigkeit des Werkstoffes

dazu, daß der Riß nicht am Auslauf der Stempelkante, sondern im Bereich der Ziehteilzarge auftritt.

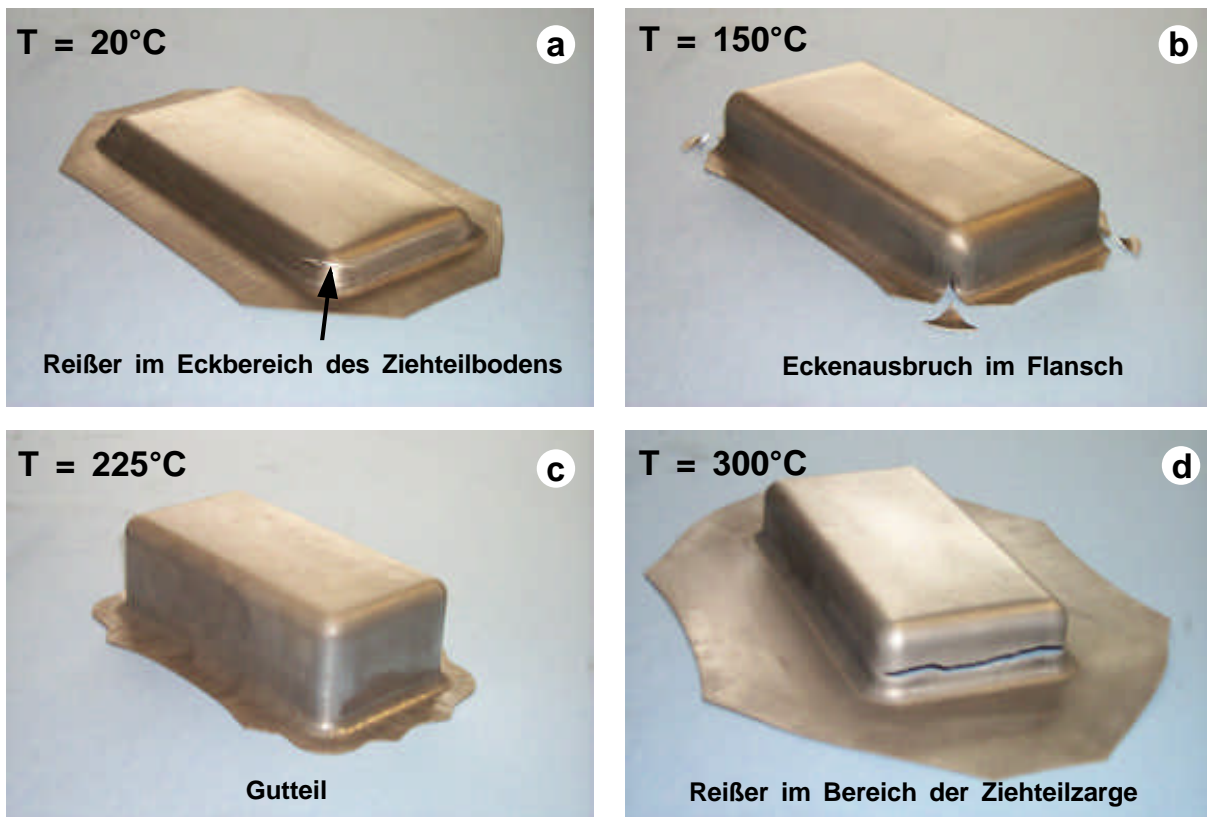


Bild 5.15: Temperaturabhängige Versagensarten am rechteckigen Ziehteil;
Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$

Zusammenfassend ist festzuhalten, daß beim Tiefziehen unterhalb der für Magnesiumlegierungen charakteristischen Temperatur von $T = 225 \text{ °C}$ mit dem Versagen in den umgeformten Bereichen (Flansch, Radien) zu rechnen ist, während bei hohen Umformtemperaturen der kraftübertragende Bereich (Zarge) kritisch ist.

5.3 Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf die Tiefziehfähigkeit

Die in **Kapitel 4** dargestellten Zugversuche haben gezeigt, daß die Fließspannung von Magnesiumblechen bei der temperierten Umformung erheblich von der Formänderungsgeschwindigkeit abhängt. Um den Effekt dieses Verhaltens auf die Umformgrenzen beim Tiefziehen zu analysieren, wurden Umformversuche mit unterschiedlichen Ziehgeschwindigkeiten durchgeführt. Die Stempelgeschwindigkeit wurde dabei im Bereich zwischen 5 mm/s und 100 mm/s variiert. **Bild 5.16** zeigt die Abhängigkeit des Grenzziehverhältnisses von der Ziehgeschwindigkeit für die Magnesiumlegierungen AZ31B (beide Blechdicken), AZ61B und MN150 sowie die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4. Es wird deutlich, daß die Ziehgeschwindigkeit bei allen untersuchten Werkstoffen einen erheblichen Einfluß auf die Umformgrenzen beim Tiefziehen besitzt. Im Vergleich zum Aluminium weisen die Magnesiumlegierungen einen stärkeren Abfall des Grenzziehverhältnisses mit steigender Ziehgeschwindigkeit auf. Die Ergebnisse zeigen, daß die Entfestigungsvorgänge beim temperierten Umformen von Magnesiumlegierungen im Vergleich zu der untersuchten Aluminiumlegierung in weit höherem Maße zeitabhängig sind. Dieses Verhalten ist bei der Auslegung praktischer Tiefziehprozesse für Magnesiumlegierungen zu berücksichtigen.

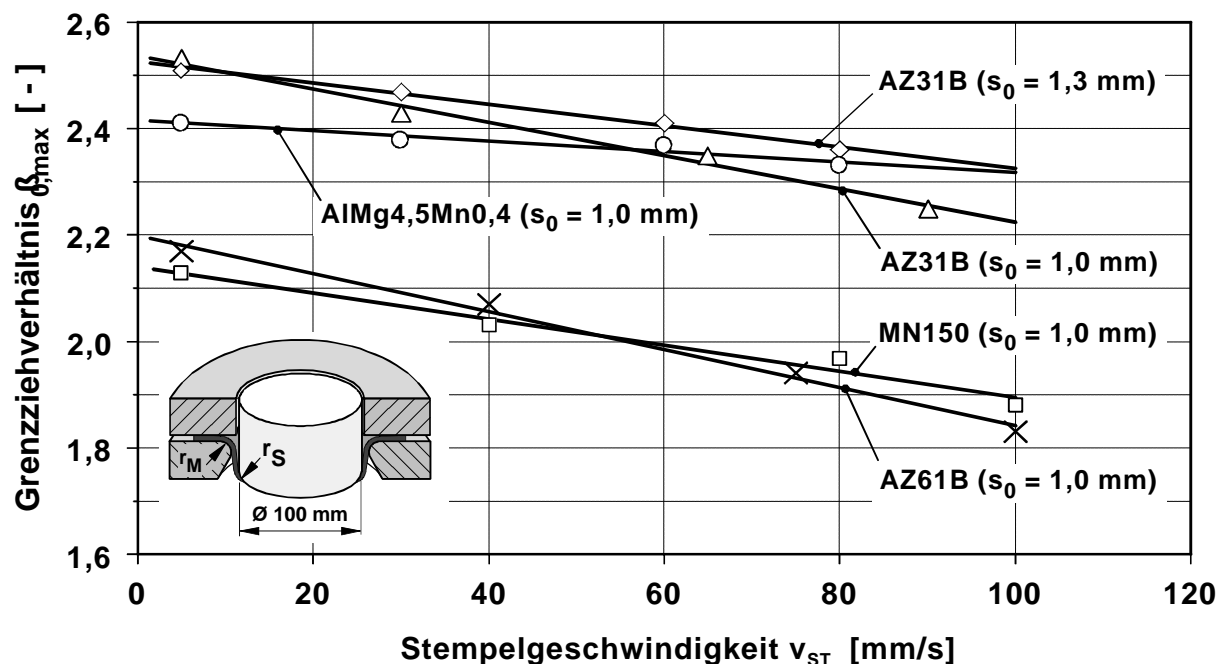


Bild 5.16: Grenzziehverhältnis in Abhängigkeit von der Ziehgeschwindigkeit; $T = 200^\circ\text{C}$, $d_0 = 100$ mm, $r_S = r_M = 12,0$ mm

5.4 Streckzieheigenschaften

Je nach Ziehteilgeometrie unterliegt der Blechwerkstoff während der Umformung einer kombinierten Beanspruchung, die nach den vorherrschenden Spannungszuständen in Tiefziehen (Zug-Druck-Umformung) und Streckziehen (Zug-Zug-Umformung) untergliedert werden kann. Insbesondere flach gewölbte Bauteile, ggf. mit eingepprägten Nebenelementen weisen hohe Streckziehgrade auf, die in der Praxis häufig zum Werkstoffversagen führen und eine Modifikation des Prozesses hinsichtlich Schmierung, Werkzeuggeometrie oder gar des verwendeten Blechwerkstoffes erfordern.

Um die Eignung von Blechen aus Magnesiumlegierungen für Streckziehprozesse beurteilen zu können, wurden temperierte Tiefungsversuche mit einem rotationssymmetrischen Versuchswerkzeug mit einem halbkugelförmigen Stempel ($d_0 = 200$ mm) in Anlehnung an die Vorgehensweise bei der Erichsen-Tiefung durchgeführt. Dazu wird die im Flanschbereich ortsfest eingespannte Platine gemäß **Bild 5.17** im Bereich des Stempels unter einem zweiachsigen Zugspannungszustand umgeformt.

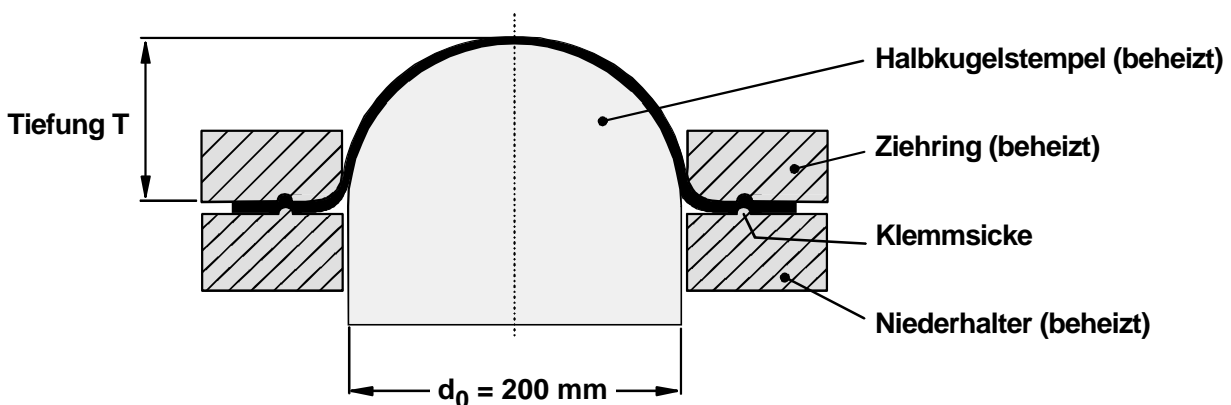


Bild 5.17: Schematischer Aufbau des beheizbaren Streckziehwerkzeugs

Als Maß für die Streckziehfähigkeit dient die maximal mögliche Tiefung T_{\max} , bei der es zum Reißen des Bleches im Bereich der Stempelspitze kommt. Zur Reduzierung der Reibung wurde der Blechwerkstoff stempelseitig mit Schmierstoff (B 393 G, siehe **Kapitel 5.5**) versehen. **Bild 5.18** zeigt die mit den unterschiedlichen Legierungen bei den Temperaturen $T = 150$ °C, $T = 200$ °C und $T = 250$ °C ermittelten maximalen Tiefungswerte T_{\max} .

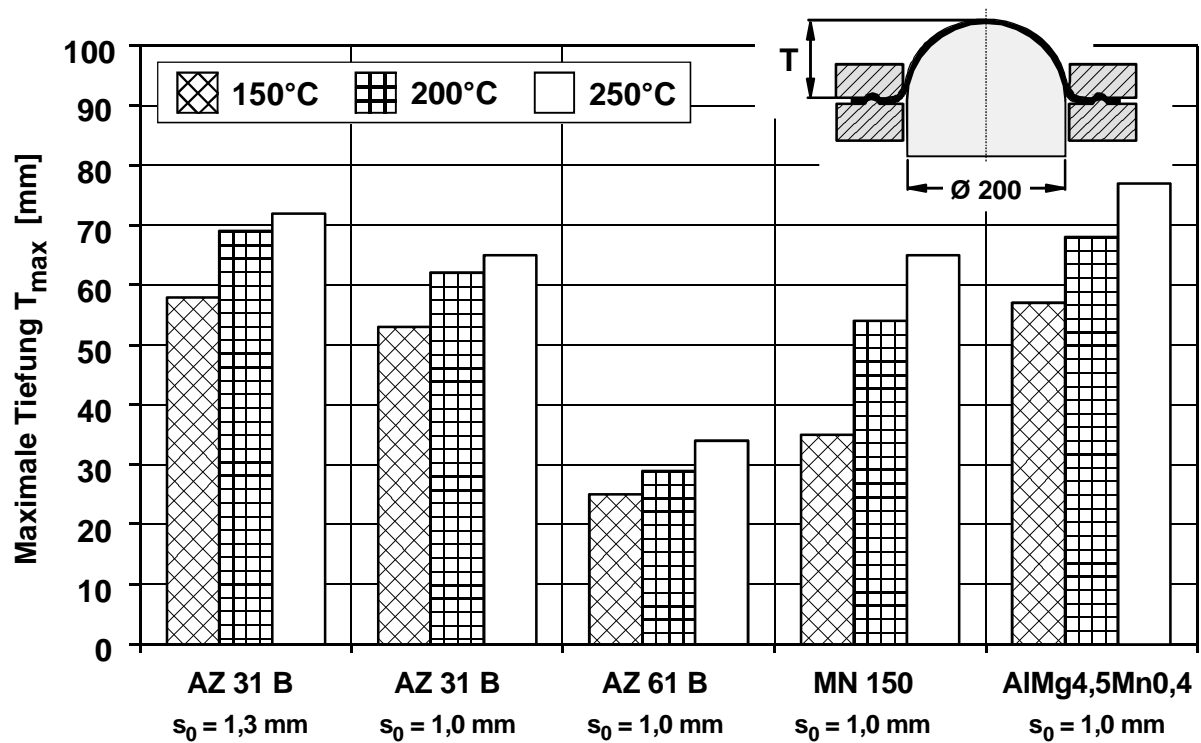


Bild 5.18: Maximale Tiefungswerte beim temperierten Streckziehen

Die Ergebnisse zeigen, daß sowohl bei den Magnesiumlegierungen als auch bei der untersuchten Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 die maximal möglichen Streckziehtiefen mit steigender Temperatur zunehmen. Weiterhin zeigt sich, daß die Magnesiumlegierung AZ 31B in der Blechdicke $s_0 = 1,3$ mm im Vergleich zur Aluminiumlegierung im gesamten untersuchten Temperaturbereich vergleichbare maximale Tiefungswerte erreicht. Mit der Magnesiumlegierung AZ 61B werden nur vergleichsweise geringe Streckziehtiefen erreicht. Die Legierung MN 150 zeigt die größte Abhängigkeit der Streckziehfähigkeit von der Umformtemperatur und erreicht dadurch bei $T = 250$ °C einen vergleichsweise großen Tiefungswert von $T_{\max} = 65$ mm. Die Ergebnisse korrelieren sehr gut mit den in **Kapitel 4** dargestellten Fließkurven, die im Falle der Magnesiumlegierung MN150 eine sehr starke Zunahme der erreichbaren Dehnungen mit steigender Temperatur im Vergleich zu den Legierungen AZ31B und AZ61B zeigen. **Bild 5.19** zeigt exemplarisch ein streckgezogenes Ziehteil aus der Magnesiumlegierung AZ31B ($s_0 = 1,3$ mm) mit einer Streckziehtiefe von 70 mm.

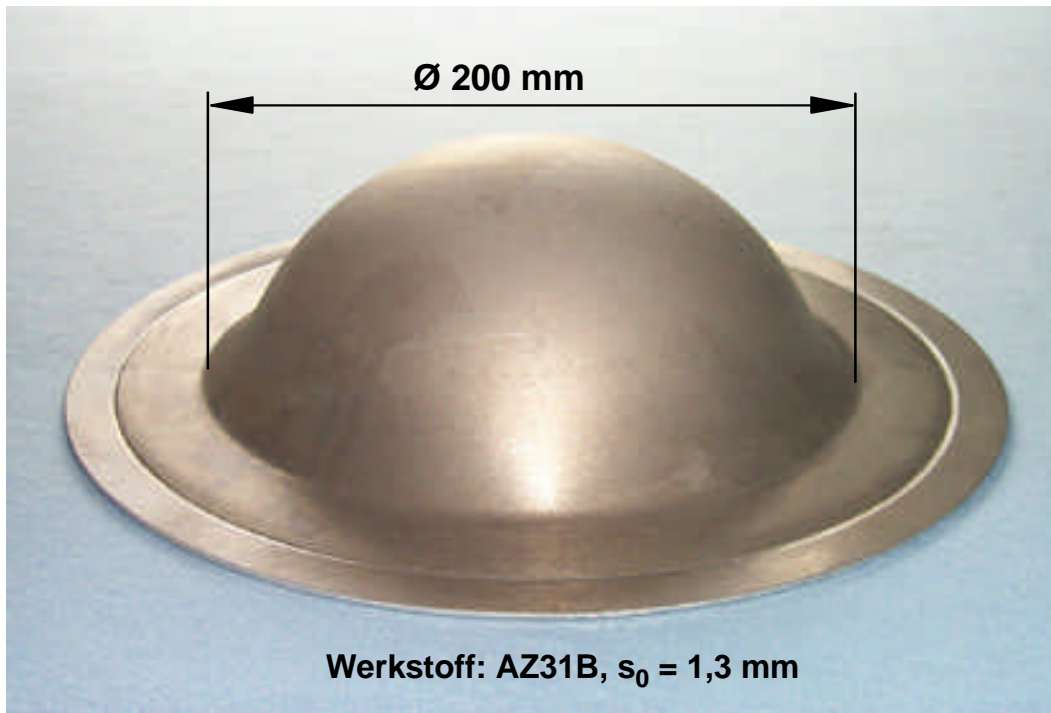


Bild 5.19: Streckziehteil aus AZ31B, Umformtemperatur: $T = 250 \text{ °C}$, Halbkugelstempel ($r_s = 100 \text{ mm}$), Tiefung: 70 mm

Zur Analyse der Formänderungsverteilungen in den streckgezogenen Teilen wurden die Platinen mit einem Kreisraster (Kreisdurchmesser: $5,0 \text{ mm}$) markiert und nach dem Umformen vermessen. In **Bild 5.20** sind exemplarisch die Formänderungen entlang eines Radialschnittes vom Flansch in Richtung der Mittelpunkte der Streckziehteile dargestellt. Da der Flansch der Platinen während des Streckziehens ortsfest zwischen Niederhalter und Ziehring mittels einer Klemmsicke eingespannt war, beginnen alle Formänderungsverläufe bei $\varphi_1 = \varphi_2 = 0$. Bei allen Ziehteilen liegt der Versagenspunkt außermittig im Bereich der Stempelspitze. Die dargestellten Formänderungsverläufe enden an diesen Punkten und geben somit die Grenzformänderung der Werkstoffe bei der jeweils vorliegenden Kombination aus Haupt- und Nebenformänderung an. Die Formänderungsverläufe zeigen, daß mit der Aluminiumlegierung AlMg_{4,5}Mn_{0,4} größere Formänderungen unter Streckziehbedingungen erreicht werden können, als mit den untersuchten Magnesiumlegierungen. Die in **Bild 5.18** dargestellten maximalen Tiefungen spiegeln sich in den Werten der vorliegenden Formänderungen wider. Bei allen Werkstoffen ist deutlich zu erkennen, daß die Formänderungen nicht linear in Richtung des Ziehteilmittelpunktes zunehmen, sondern zunächst sehr flach verlaufen, wobei $\Delta\varphi_1 \geq \Delta\varphi_2$ gilt. Zur Mitte der Ziehteile hin wird das Verhältnis $\Delta\varphi_1 / \Delta\varphi_2$ jedoch deutlich kleiner und es gilt $\Delta\varphi_1 \leq \Delta\varphi_2$.

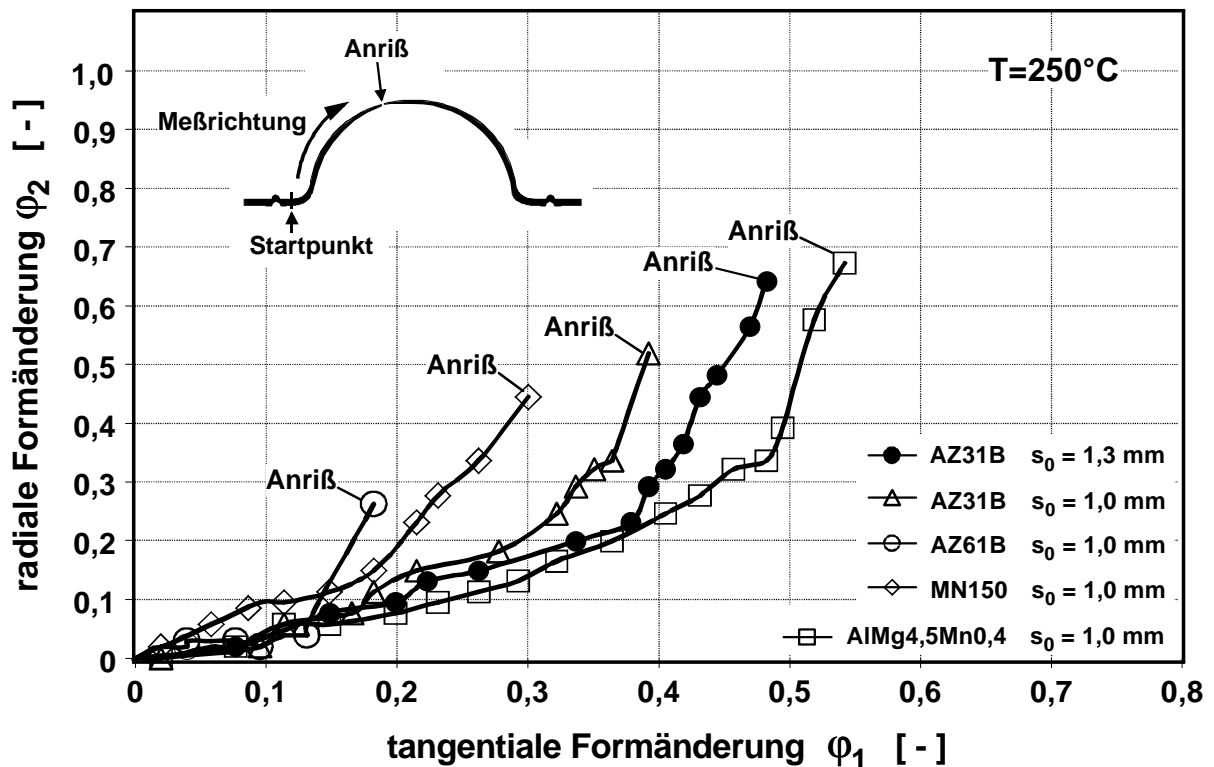


Bild 5.20: Formänderungsverläufe entlang von Radialschnitten an rotationssymmetrischen Streckziehteilen, Temperatur: $T = 250\text{ °C}$, Halbkugelstempel, $r_s = 100\text{ mm}$

5.5 Schmierstoffe für die Umformung von Magnesiumblechen bei erhöhten Temperaturen

Dem eingesetzten Schmierstoff kommt beim Tiefziehen eine zentrale Bedeutung zu, da dieser die Oberflächenqualität des umgeformten Bauteils sowie die Prozeßsicherheit entscheidend beeinflußt. Für das temperierte Tiefziehen im Temperaturbereich bis zu 250 °C werden gegenwärtig keine speziell für diesen Anwendungsfall entwickelten Schmiermittel angeboten. Die in der Blechumformung gebräuchlichen Schmierstoffe auf Mineralölbasis sowie Fette und Wachse können aufgrund ihrer chemischen Beständigkeit nur bis zu Temperaturen von ca. 120 °C sinnvoll verwendet werden /Busk87/, /Boyer86/. Bis zu einer Umformtemperatur von ca. 230 °C können Schmierstoffe auf Seifenbasis als wäßrige Lösung eingesetzt werden. Diese Schmierstoffe können nach dem Umformen leicht mit warmem Wasser abgewaschen werden /Semiatin88/, /Taylor69/. Für höhere Temperaturen werden kolloidales Graphit oder Molybdändisulfid in einer Trägersubstanz empfohlen. Da sich beide Stoffe gegenüber Magnesium kathodisch verhalten, muß die Werkstückoberfläche zur Vermeidung einer galvanischen Korrosion nach dem Umformen in einem zeit- und kostenintensiven chemischen Prozeß gesäubert werden /Schey70/. Aufgrund des hohen Reinigungsaufwandes der Ziehteile können graphithaltige Schmierstoffe sowie Molybdändisulfid im Hinblick auf eine wirt-

schaftliche Serienfertigung nicht empfohlen werden. Da keine aktuellen Erkenntnisse hinsichtlich der Eigenschaften verschiedener Schmierstoffe für das temperierte Umformen von Magnesiumblechen verfügbar sind, werden im folgenden verschiedene Schmierstoffarten untersucht.

5.5.1 Vergleichende Beurteilung von Schmierstoffen

Um einen für das temperierte Tiefziehen geeigneten Schmierstoff zu ermitteln, wurden verschiedene temperaturbeständige Produkte mehrerer Schmierstoffhersteller ausgewählt und in einem temperierten Tiefziehversuch vergleichend bewertet. Die Versuche wurden mit dem in **Kapitel 5.1.1** beschriebenen rotationssymmetrischen Versuchswerkzeug bei einer Prüftemperatur von $T = 225\text{ °C}$ mit der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,3\text{ mm}$, $\beta_0 = 2,0$, durchgeführt. Zur vergleichenden Beurteilung der verschiedenen Schmierstoffe wurden folgende Kriterien herangezogen:

- maximale Ziehkraft,
- Verdampfungsneigung und
- Bildung von Rückständen auf dem Werkzeug.

Da außer dem eingesetzten Schmierstoff alle Versuchsparameter konstant gehalten wurden, kann anhand der gemessenen Ziehkraft eine vergleichende Aussage über die während des Tiefziehens auftretende Reibung getroffen werden. Die Verdampfungsneigung sowie die Bildung von Rückständen wurden qualitativ beurteilt und lassen Rückschlüsse auf die chemische Beständigkeit des Schmierstoffes zu. **Bild 5.21** zeigt exemplarisch die Ergebnisse einiger untersuchter Schmierstoffe. Das Spektrum der aufgeführten Schmierstoffe umfaßt einen graphithaltigen pastösen Schmierstoff (RTG), eine Wasserlösung mit vollsynthetischen Inhaltstoffen (B 393 G) sowie weitere Schmierstoffe auf Mineralöl- oder Esterbasis. Anhand der dargestellten maximalen Stempelkräfte beim Tiefziehen werden die unterschiedlichen Reibeigenschaften der unterschiedlichen Schmierstoffe deutlich. Bei den Versuchen unter Verwendung des Schmierstoff B 201 (Mineralölbasis) wurde im Vergleich zum Produkt RTG bei identischen Versuchsbedingungen eine um ca. 35% höhere Ziehkraft gemessen. Hinsichtlich der Verdampfungsneigung sowie der Bildung von Rückständen auf dem Umformwerkzeug bietet die Seifenlösung B 393 G im Vergleich die besten Eigenschaften. Neben der vergleichsweise geringen Ziehkraft ist zudem die sehr gute Entfernbarkeit dieses Schmierstoffes vom Ziehteil mittels Wasser hervorzuheben.

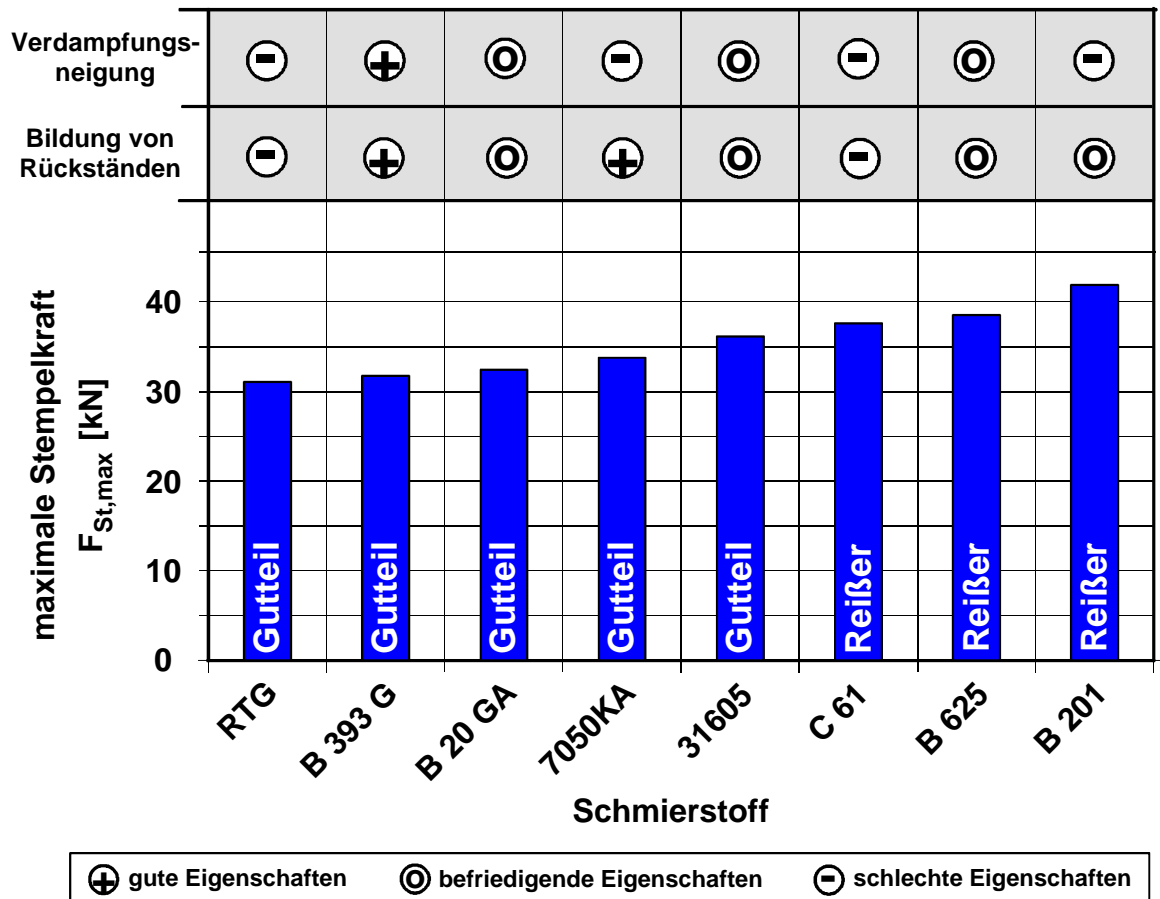


Bild 5.21: Eigenschaften unterschiedlicher Schmierstoffe beim temperierten Tiefziehen von AZ31B; $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, $T = 225 \text{ °C}$, $d_0 = 100 \text{ mm}$, $\beta_0 = 2,0$

Bei den Schmierstoffen RTG, B 393 G und B 20 GA wurden die geringsten Ziehkräfte gemessen. Daraus ist zu folgern, daß diese Schmierstoffe zu vergleichsweise geringen Reibwerten zwischen Blech- und Werkzeugwerkstoff führen. Die Ermittlung der Reibwerte erfolgt im nachfolgenden Kapitel.

5.5.2 Ermittlung temperaturabhängiger Reibwerte im Streifenziehversuch

Zur Quantifizierung der Reibwerte zwischen Magnesiumblech und Werkzeugwerkstoff (Kaltarbeitsstahl 1.2379) wurden temperierte Streifenziehversuche im Temperaturbereich zwischen $T = 50 \text{ °C}$ und $T = 250 \text{ °C}$ mit folgenden drei Schmierstoffen durchgeführt:

- Produkt „RTG“ (Graphitpaste),
- Produkt „B 393 G“ (wasserlöslicher vollsynthetischer Schmierstoff),
- Produkt „B 20 GA“ (Schmierstoff auf Mineralölbasis, pigmentiert).

Zur experimentellen Untersuchung der Reibverhältnisse an der Ziehkante wurde von *Witthüser* der Streifenziehversuch mit Umlenkung entwickelt [Witthüser80]. Bei diesem Versuch wird ein Blechstreifen mit konstanter Breite bei definierter Gegenhalterkraft bei einer Umlenkung von 90° über einen Formkopf gezogen. Der aus dem Werkzeugwerkstoff hergestellte Formkopf bildet dabei näherungsweise die Verhältnisse an der Ziehkante eines Tiefziehwerkzeugs nach. **Bild 5.22** zeigt den modifizierten Versuchsaufbau des Streifenziehversuches mit Umlenkung zur Ermittlung von Reibwerten bei erhöhten Temperaturen.

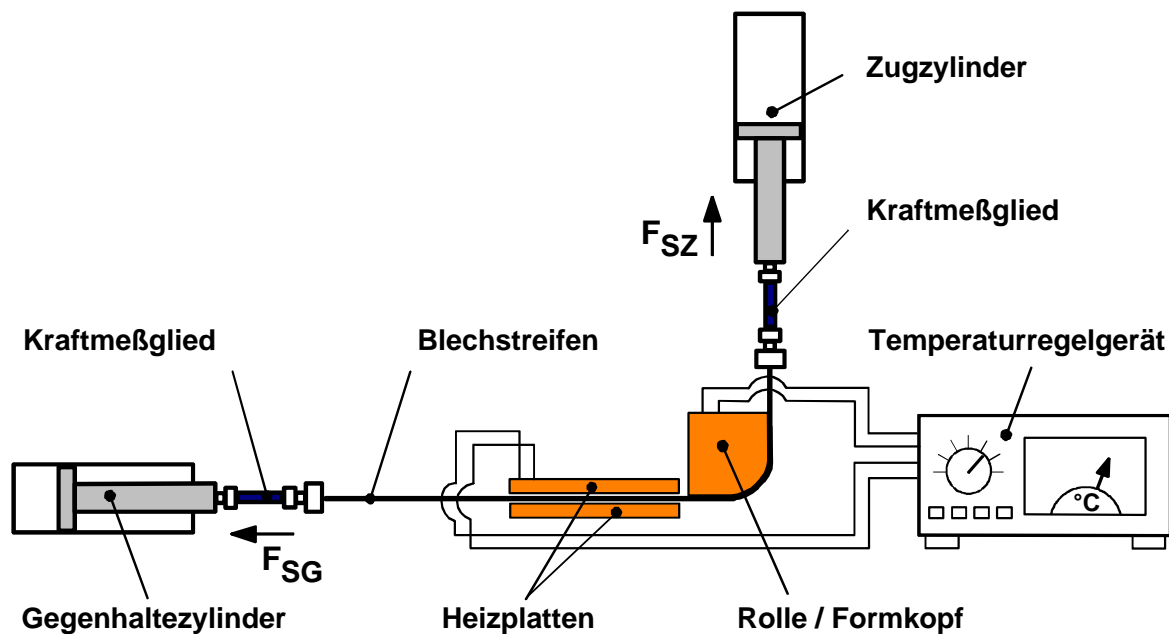


Bild 22: Temperierter Streifenziehversuch mit Umlenkung

Sowohl die Streifenziehkraft F_{SZ} als auch die Gegenhalterkraft F_{SG} werden über einen Hydraulikzylinder aufgebracht und während des Versuches mit Hilfe von Kraftmeßgliedern exakt gemessen. Die Gegenhalterkraft und Streifenziehkraft sind ebenso wie die Ziehgeschwindigkeit über Drosseln stufenlos steuerbar. Die mittlere Flächenpressung p_{SZ} am Formkopf resultiert aus den angreifenden Ziehkräften und kann über die Variation der Gegenhalterkraft eingestellt werden.

Die Versuchsdurchführung zur Ermittlung temperaturabhängiger Reibwerte gliedert sich in zwei Schritte. Im ersten Schritt wird der mittels Heizplatten temperierte Blechstreifen über eine drehbar gelagerte Rolle gezogen. Setzt man idealisierend keine Relativbewegung zwischen der Rolle und dem Blechwerkstoff sowie eine reibungsfreie Lagerung der Rolle voraus, ergibt sich die zur Biegung des Blechstreifens benötigte Kraft F_{SB} zu:

$$F_{SB} = F_{SZ,0} - F_{SG,0} \quad (5.3)$$

Im zweiten Schritt wird der auf die gewünschte Temperatur vorgeheizte Blechstreifen über den feststehenden Formkopf gezogen. Die Differenz aus der gemessenen Streifenziehkraft und der Gegenhaltekraft enthält somit zum einen die Reibkraft zwischen Formkopf und Blech und zum anderen die zur Biegung erforderliche Kraft. Die Streifenreibkraft F_{SR} kann folglich berechnet werden zu:

$$F_{SR} = F_{SZ} - F_{SB} - F_{SG} \quad . \quad (5.4)$$

Die Berechnung der Streifenreibzahl μ_{SZ} erfolgt nach der Eytelwein'schen Seilreibungsformel:

$$\mu_{SZ} = \frac{2}{\pi} \ln \frac{F_{SZ} - F_{SB}}{F_{SG}} \quad . \quad (5.5)$$

mit F_{SZ} = Streifenziehkraft, F_{SG} = Gegenhaltekraft und F_{SB} = Streifenbiegekraft.

Die bei Verwendung der Schmierstoffe „RTG“, „B 393 G“ und „B 20 GA“ ermittelten Reibwerte sind in **Bild 5.23** bis **Bild 5.25** dargestellt.

Die Ergebnisse zeigen, daß die Unterschiede der einzelnen Schmierstoffe hinsichtlich des Reibwertes im Temperaturbereich $T \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$ vergleichsweise gering sind. Die Reibwerte liegen bei allen Schmierstoffen und geprüften Magnesiumlegierungen im Bereich von $\mu_{SZ} = 0,09 \dots 1,14$. Bei höheren Temperaturen sind jedoch deutliche Unterschiede zwischen den drei Schmierstoffen erkennbar. Während sich die Reibwerte bei Verwendung der Graphitpaste „RTG“ im betrachteten Temperaturbereich kaum ändern (**Bild 5.23**), nehmen Reibwerte des Schmiermittels „B 20 GA“ über der Temperatur deutlich zu (**Bild 5.24**). Diese Zunahme der Reibwerte läßt sich zum einen auf die abnehmende Viskosität bei höherer Temperatur und zum anderen auf die chemische Unbeständigkeit von Mineralölen bei hohen Temperaturen zurückführen.

Bei Verwendung des vollsynthetischen Schmierstoffs „B 393 G“ wurden dagegen geringfügig sinkende Reibwerte bei Erhöhung der Temperatur ermittelt (**Bild 5.25**). Eine Erklärung für dieses Verhalten ergibt sich daraus, daß der Schmierstoff als Wasserlösung verwendet wurde. Bei geringen Temperaturen befand sich der Schmierstoff während des Reibversuches noch im flüssigen Zustand, während bei Temperaturen von $T > 100 \text{ }^\circ\text{C}$ ein sehr schnelles Eindampfen der Lösung stattfand und der Schmierstoff somit in trockenem Zustand geprüft wurde.

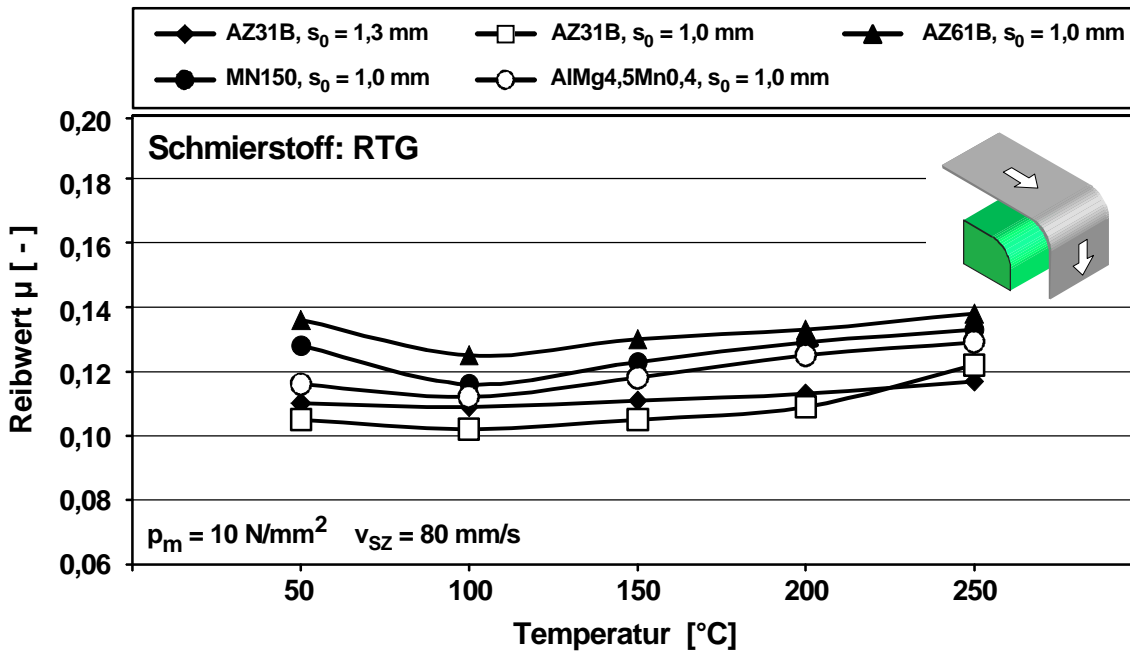


Bild 5.23: Im Streifenziehversuch ermittelte temperaturabhängige Reibwerte; Schmierstoff: RTG (ca. 4g/m^2), Formkopfwerkstoff: 1.2379

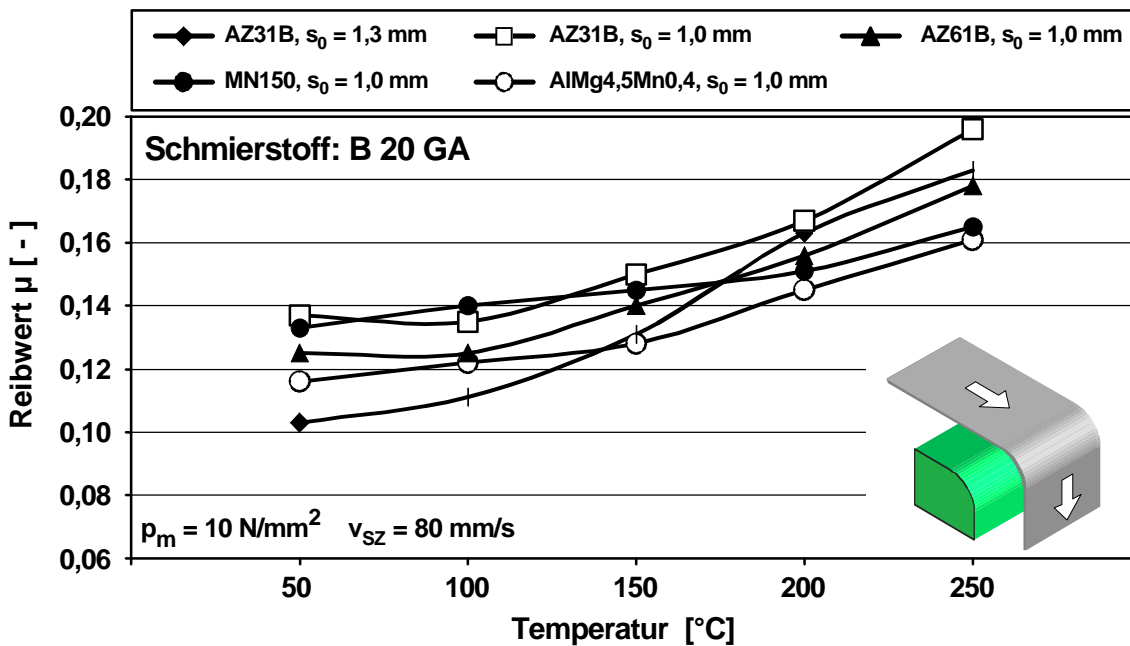


Bild 5.24: Im Streifenziehversuch ermittelte temperaturabhängige Reibwerte; Schmierstoff: B 20 GA (ca. 4g/m^2), Formkopfwerkstoff: 1.2379

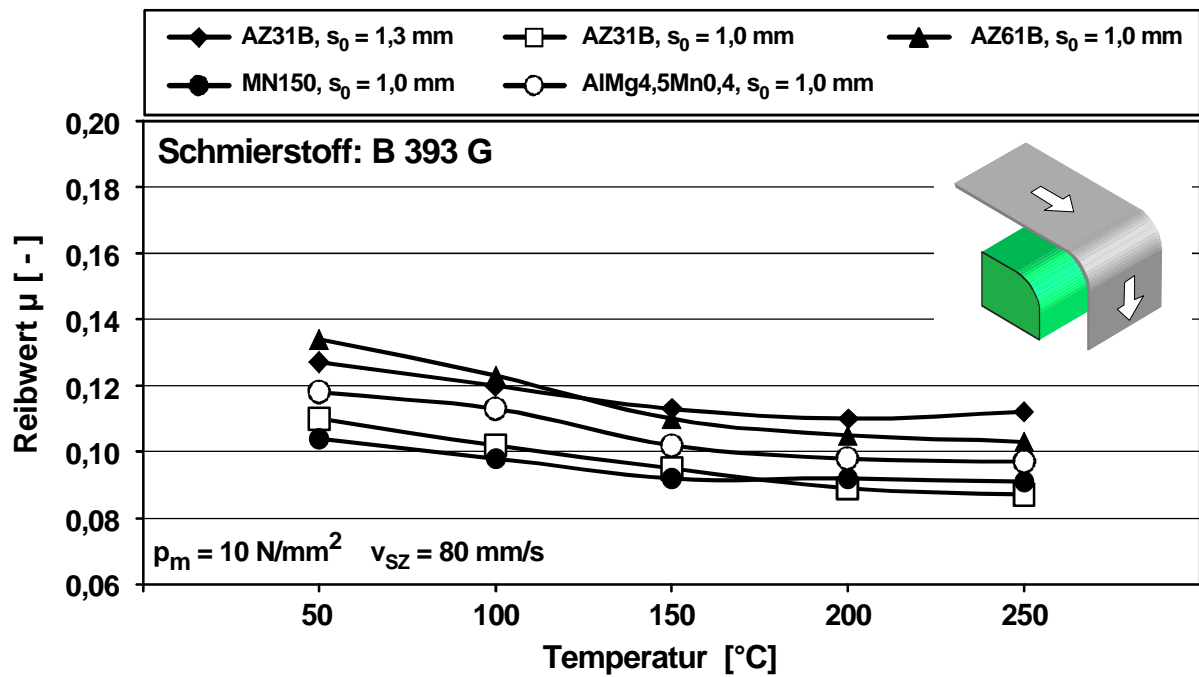


Bild 5.25: Im Streifenziehversuch ermittelte temperaturabhängige Reibwerte; Schmierstoff: B 393 G (ca. 4 g/m^2), Formkopfwerkstoff: 1.2379

Die temperierten Streifenziehversuche zeigen, daß insbesondere bei erhöhten Temperaturen deutliche Unterschiede hinsichtlich der Eigenschaften verschiedenartiger Schmierstoffe auftreten. Für die temperierte Umformung von Magnesiumblechen ist daher die Auswahl des Schmierstoffes von entscheidender Bedeutung.

Aufgrund der geringen Reibwerte sowie der guten chemischen Stabilität in dem betrachteten Temperaturbereich von $T = 50 \text{ °C}$ bis $T = 250 \text{ °C}$ hat sich der vollsynthetische Schmierstoff „B 393 G“ als besonders geeignet erwiesen.

6 Auslegung temperierter Tiefziehprozesse

6.1 Verfahrenskette „Temperierte Blechumformung“

Im Vergleich zur konventionellen Blechumformung zeichnet sich die Verfahrenskette beim temperierten Umformen durch einen zusätzlichen Prozessschritt, das Beheizen der Platine, aus. Grundsätzlich kann die Erwärmung des Blechzuschnittes auf zwei Arten erfolgen (**Bild 6.1**). Zum einen kann die Platine im kontinuierlichen Verfahren mit Hilfe eines Durchlaufofens auf die gewünschte Temperatur gebracht werden. Die Alternative dazu stellt die Erwärmung des Bleches innerhalb des temperierten Umformwerkzeugs dar.

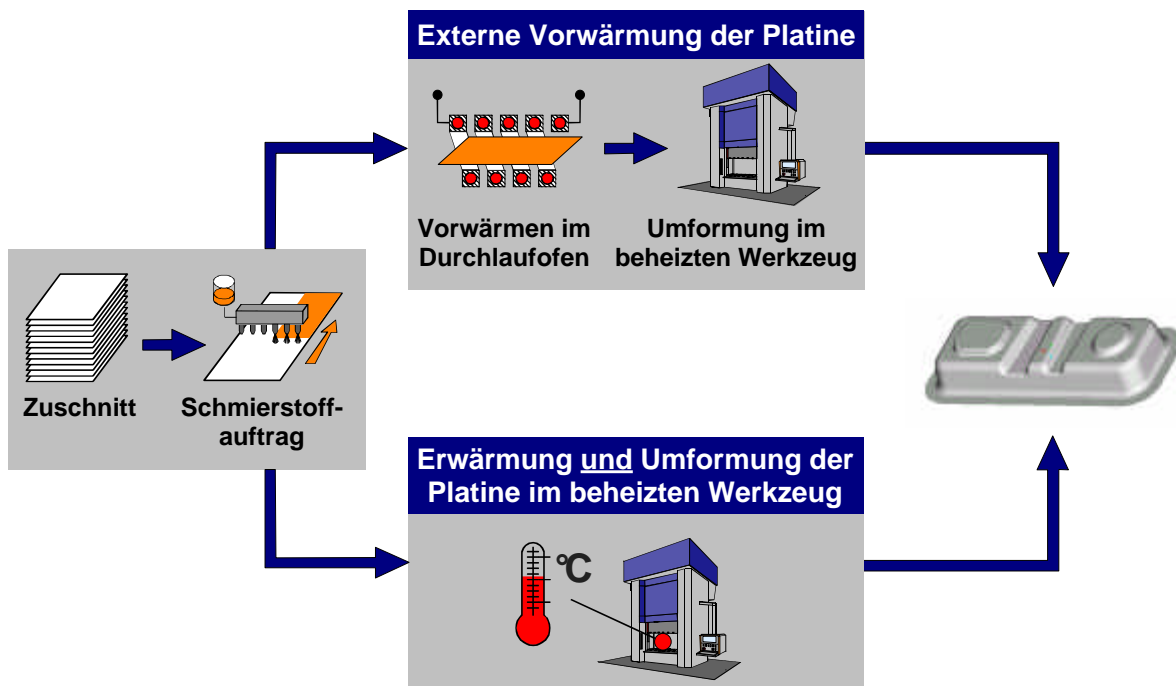


Bild 6.1: Mögliche Verfahrensvarianten bei der temperierten Blechumformung

Eine weitere Verfahrensvariante ist grundsätzlich in der Umformung einer extern erwärmten Platine im unbeheizten Werkzeug zu sehen. Eine genaue Temperaturführung ist dabei jedoch aufgrund des Wärmeüberganges vom Blech in das Werkzeug nur eingeschränkt möglich. Es wird daher empfohlen, diese Verfahrensvariante vorzugsweise bei der Umformung kleiner Teile mit großen Blechdicken anzuwenden, da die größere gespeicherte Wärmeenergie im Vergleich zu dünnen Blechen sowie kleinere Kontaktflächen zu einer langsameren Abkühlung führen /N.N.78/.

Von *Morris* wurden Untersuchungen zum Abkühlverhalten erwärmter Aluminiumronden mit einem Durchmesser von $D_0 = 76$ mm und einer Blechdicke von $s_0 = 4,3$ mm zwischen zwei kalten Werkzeugplatten durchgeführt. Trotz der geringen Größe und großen Blechdicke der Ronden kühlte das Blech innerhalb von nur 10 Sekunden je nach verwendetem Schmierstoff

von einer Ausgangstemperatur von $T = 225\text{ °C}$ bzw. $T = 180\text{ °C}$ um ca. 100 °C bis 120 °C ab /Morris77/.

Da die Umformeigenschaften von Magnesiumlegierungen in einem weit größeren Maße von der Temperatur abhängen als bei Aluminiumlegierungen, ist eine genaue Einhaltung der gewünschten Temperatur während des Tiefziehens von Magnesiumblechen unabdingbar /Donaldson73/. Im Sinne einer hohen Prozeßstabilität sollte daher auf diese Verfahrensvariante bei der Umformung von Magnesiumblechen verzichtet werden.

6.1.1 Externe Erwärmung des Bleches

Durch die Erwärmung der Platine im Ofen wird eine homogene Temperatur im Blech erreicht. Während des Transfers der Platine vom Ofen zum Umformwerkzeug tritt ein Wärmeverlust auf, der bei der Einstellung der Ofentemperatur berücksichtigt werden muß. Aufgrund der schnellen Abkühlung des Bleches an der Umgebungsluft sind kurze Wege und eine hohe Transfargeschwindigkeit vom Ofen zum Werkzeug unabdingbar. In der Praxis könnte auch ein Kassettensystem zur Wärmeisolierung der Platine zum Einsatz kommen /Siegert91/.

Ein Vorteil der externen Erwärmung besteht darin, daß bei einer entsprechenden Automatisierung keine Verzögerung des Prozessablaufes im Vergleich zum konventionellen Tiefziehen entsteht. Trotz der externen Beheizung des Bleches kann bei dieser Verfahrensvariante jedoch nicht auf die Temperierung des Umformwerkzeugs verzichtet werden, da das Einlegen der warmen Platine in ein kaltes Umformwerkzeug zum schnellen Abkühlen des Bleches führt. Eine reproduzierbare Umformtemperatur wäre in diesem Falle nicht gewährleistet.

6.1.2 Erwärmung des Bleches im Umformwerkzeug

Alternativ zur externen Erwärmung kann der Blechzuschnitt innerhalb des Werkzeugs aufgeheizt werden. Dazu werden der Niederhalter und die Matrize des Werkzeugs nach dem Einlegen des Bleches zusammengefahren, so daß die Platine durch Wärmeleitung aufgeheizt wird. Tiefziehversuche mit verschiedenen Werkzeuggeometrien haben ergeben, daß die Zeit zur Erwärmung des Magnesiumbleches auf ca. 225 °C im Werkzeug aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit λ sowie der geringen Wärmekapazität c_p des Magnesiums nur wenige Sekunden beträgt. Im Vergleich zur Erwärmung des Bleches im Ofen wird der Gesamtprozeß somit zwar geringfügig langsamer, jedoch kann auf die zusätzliche Anlagentechnik verzichtet werden, wodurch die Prozeßführung erleichtert wird.

Ein zusätzlicher Vorteil beim Tiefziehen des innerhalb des Umformwerkzeugs erwärmten Blechs kann durch eine Temperaturverteilung in der Blechebene erzielt werden. Gemäß

temperierten Tiefziehen, komplizierte Werkzeuggeometrien sehr exakt beheizt werden, so daß grundsätzlich ähnliche Anforderungen erfüllt werden müssen.

Zur Temperierung von Formen und Werkzeugen können unterschiedliche Verfahren genutzt werden. Ein sehr verbreitetes Verfahren ist der Einsatz von Heizkühlgeräten, welche sich durch die Wärmeerzeugung außerhalb des zu beheizenden Werkzeugs auszeichnen. Der Wärmetransport in das Werkzeug erfolgt über ein Kanalsystem, welches von einem Wärmeträger durchströmt wird /Heuel92/. In **Bild 6.3** ist der prinzipielle Aufbau beim Temperieren mit einem Heizkühlgerät dargestellt.

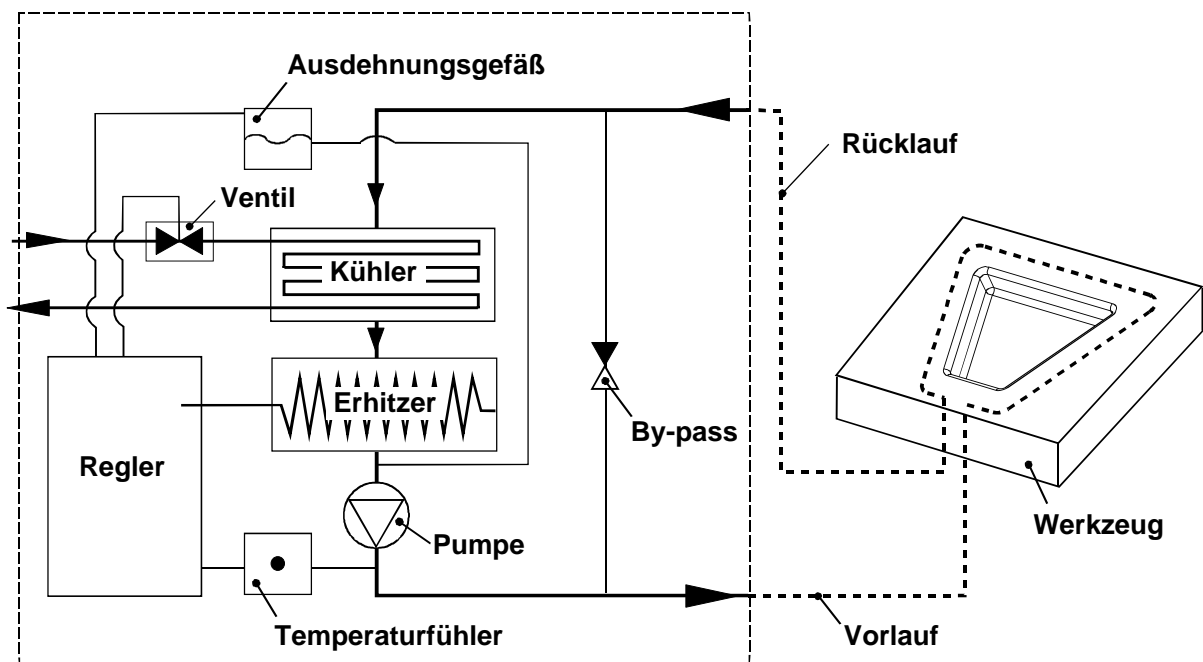


Bild 6.3: Werkzeugtemperierung mittels Heizkühlgerät nach /Speckenheuer92/

Als Wärmeträger wird Wasser für Temperaturen bis $T = 90\text{ °C}$ bzw. Druckwasser bis $T = 140\text{ °C}$ oder Wärmeträgeröl für Temperaturen bis $T = 345\text{ °C}$ eingesetzt /Menges91/. Das Verfahren besitzt die in **Tabelle 6.1** aufgeführten Vor- und Nachteile.

Tabelle 6.1: Vor- und Nachteile des Einsatzes von Heizkühlgeräten

Vorteile	Nachteile
<ul style="list-style-type: none"> • universelle Einsetzbarkeit • Heizung und Kühlung möglich • gute Regelbarkeit 	<ul style="list-style-type: none"> • Maximaltemperatur ist durch Siedetemperatur des Wärmeträgermediums begrenzt • Gefahr durch heiße Schläuche und Undichtigkeiten

Eine weitere Möglichkeit zur Beheizung von Tiefziehwerkzeugen ist der Einsatz von elektrischen Heizpatronen oder Rohrheizkörpern, die aus einem rohrförmigen Mantel bestehen, in dem sich eine Heizwendel befindet /Haas94/. Unterschiede zwischen Heizpatronen und Rohrheizkörpern bestehen hinsichtlich ihrer geometrischen Form und der Anordnung der Anschlußleitungen. Heizpatronen besitzen eine zylindrische Form und werden von einer Stirnseite her mit elektrischem Strom versorgt. Dadurch eignen sie sich besonders für den Einbau in Bohrungen in dem zu beheizenden Körper. Heizpatronen sind somit vorzugsweise für punkt- oder linienförmige Erwärmung einzusetzen.

Bei Rohrheizkörpern werden die elektrischen Anschlußleitungen an beiden Stirnseiten zugeführt. Rohrheizkörper können unter Beachtung eines minimalen Radius in eine beliebige Geometrie gebogen werden und eignen sich daher besonders für eine gleichmäßige, flächige Erwärmung. Die Befestigung am Werkzeug erfolgt durch Einbettung in eine dafür vorgesehene Nut.

Sowohl Heizpatronen als auch Rohrheizkörper werden über Regelgeräte an das Stromnetz angeschlossen. Der Temperatur-Istwert wird dabei über Thermoelemente ermittelt, die nahe der Erwärmungszone anzuordnen sind. Der Einsatz von elektrischen Heizpatronen und Rohrheizkörpern für das Temperieren von Werkzeugelementen bietet die in **Tabelle 6.2** aufgeführten Vor- und Nachteile.

Tabelle 6.2: Vor- und Nachteile des Einsatzes von elektrischen Heizelementen

Vorteile	Nachteile
<ul style="list-style-type: none"> • hoher energetischer Wirkungsgrad • geringes Stör- und Gefährdungspotential 	<ul style="list-style-type: none"> • träges Regelverhalten • Kühlung erfordert zusätzlichen Aufwand

Eine Alternative zu elektrischen Rohrheizkörpern bzw. Heizpatronen kann die elektrische Beheizung mittels Induktionsspulen darstellen. Diese können ähnlich wie Rohrheizkörper in die Werkzeuge eingebettet werden. Die Induktionsheizung zeichnet sich durch eine hohe Zuverlässigkeit und lange Lebensdauer aus, da eine Beschädigung durch Überhitzen, wie sie infolge schlechter Wärmeabfuhr bei Rohrheizkörpern auftreten kann, ausgeschlossen ist /N.N.74/.

6.2.2 Prozeßoptimierte Temperaturverteilung im Tiefziehwerkzeug

Von /Schmoeckel94/ wurde gezeigt, daß die Stempeltemperatur einen erheblichen Einfluß auf die Prozeßgrenze beim temperierten Tiefziehen von Aluminiumlegierungen hat. Die von der Ziehteilzarge übertragbare Kraft hängt von der Festigkeit des Blechwerkstoffes in diesem Bereich ab und ist somit temperaturabhängig.

Um eine große übertragbare Ziehkraft zu erreichen, wurde der Ziehstempel während der Untersuchungen zum Tiefziehen von Magnesiumblechen mit dem in **Kapitel 5** beschriebenen rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug (Stempeldurchmesser $d_0 = 100$ mm) nicht beheizt. Aufgrund des Wärmeübergangs von dem beheizten Ziehring und Niederhalter trat jedoch eine Erwärmung des Ziehstempels auf. In **Bild 6.4** ist die gemessene Stempeltemperatur in Abhängigkeit von der im Niederhalter- und Ziehringbereich eingestellten Temperatur dargestellt. Es zeigte sich, daß sich bei einer der für das Tiefziehen von Magnesiumblechen geeigneten Ziehring- bzw. Niederhaltertemperatur von 225 °C eine Stempeltemperatur von ca. 70 °C einstellt.

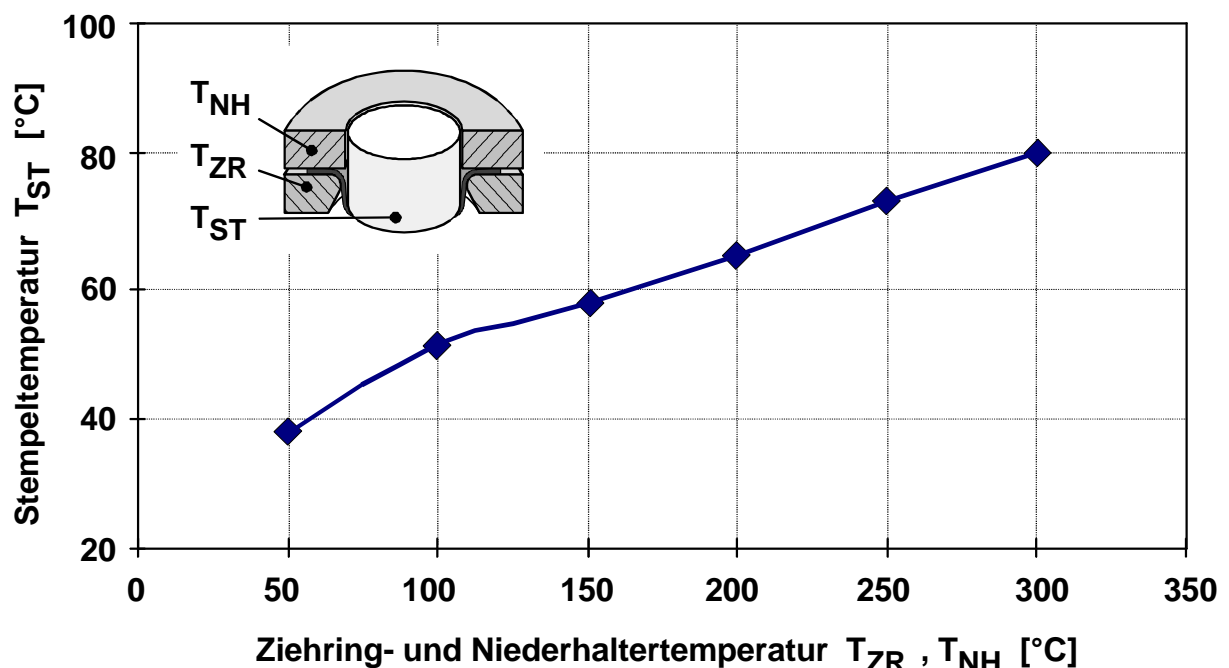


Bild 6.4: Erwärmung des Stempels durch Erhöhung der Ziehring- und Niederhaltertemperatur beim rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug, $d_0 = 100$ mm

Um den Einfluß der Stempeltemperatur beim Tiefziehen von Magnesiumblechen zu untersuchen, wurde das Tiefziehwerkzeug mit einem Stempel ausgerüstet, der einerseits gekühlt und andererseits beheizt werden konnte. Zur Kühlung wurden im Stempel Kanäle vorgesehen, die mit Wasser durchströmt wurden. Die Beheizung erfolgte mittels elektrischer Heizkörper. Mit diesem Versuchsaufbau wurden Tiefziehversuche zur Ermittlung des Grenzziehver-

hältnisse in Abhängigkeit von der Stempeltemperatur bei einer konstanten Ziehring- bzw. Niederhaltertemperatur von $T_{ZR} = T_{NH} = 225 \text{ °C}$ durchgeführt. Neben der Magnesiumlegierung AZ31B in zwei unterschiedlichen Blechdicken wurde die Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 untersucht. Es zeigte sich, daß die Erhöhung der Stempeltemperatur zu einer Verminderung der erreichbaren Grenzziehverhältnisse aufgrund geringerer übertragbarer Ziehkräfte führte (**Bild 6.5**).

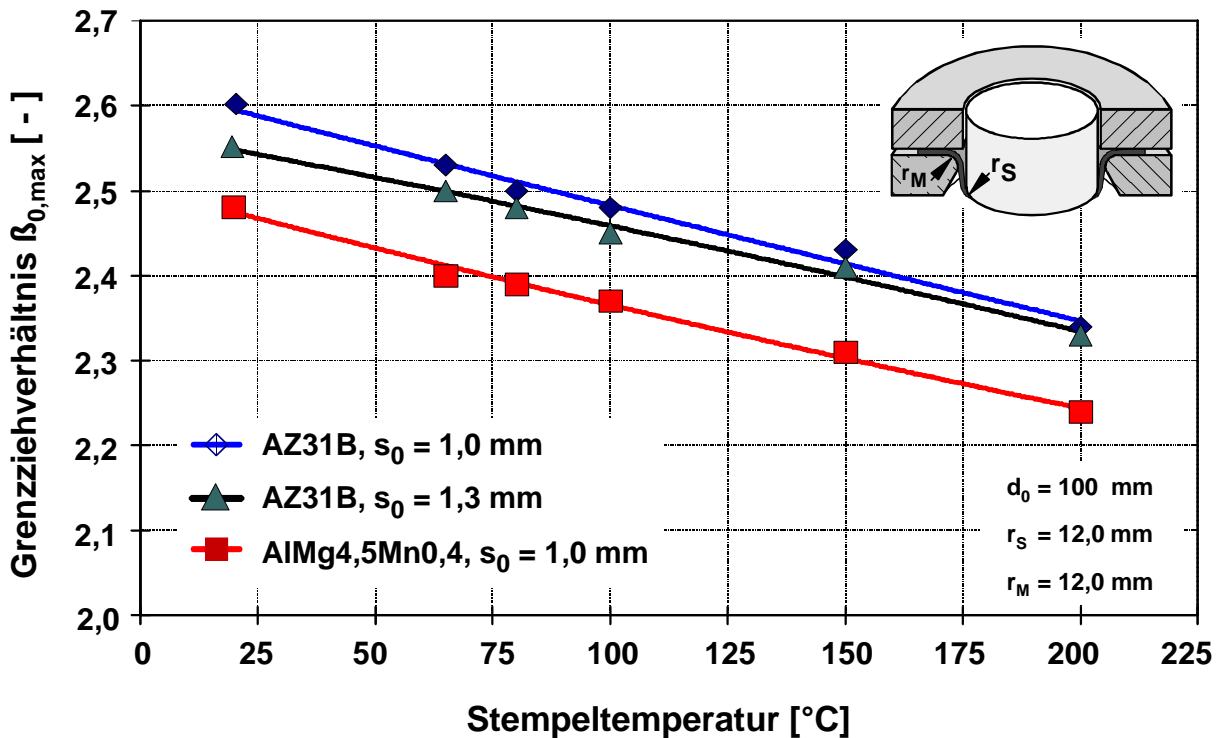


Bild 6.5: Einfluß der Stempeltemperatur auf das Grenzziehverhältnis; $T_{NH} = T_{ZR} = 225 \text{ °C}$, Schmierstoff: B 393 G, $v_{St} = 5 \text{ mm/s}$

Die Erhöhung der Stempeltemperatur von 20 °C auf 200 °C führte sowohl bei den Magnesiumblechen als auch bei der Aluminiumlegierung zu einer Abnahme der Grenzziehverhältnisse um ca. 10%.

6.3 Untersuchung des thermodynamischen Gesamtsystems „Werkzeug – Maschine“

6.3.1 Untersuchung der Temperaturentbreitung im Tiefziehwerkzeug mittels Thermographie

Für die Entwicklung geeigneter Werkzeuge zum temperierten Tiefziehen sind derzeit keine Aussagen über die Wärmeausbreitung vom Werkzeug in die Maschine bzw. vom Werkzeug an das Werkstück verfügbar. Deshalb wurden Thermographie-Untersuchungen an einer hydraulischen Tiefziehpresse mit einem eingebauten beheizten Werkzeug zur Untersuchung der Wärmeausbreitung vom Werkzeug in die Maschine durchgeführt. Die Werkzeugaktivteile (Stempel, Ziehring und Niederhalter) wurden dabei durch integrierte elektrische Heizelemente auf die Zieltemperatur von $T = 200\text{ °C}$ bis $T = 250\text{ °C}$ erwärmt. **Bild 6.6** zeigt das beheizbare Tiefziehwerkzeug in der hydraulischen Tiefziehpresse vom Typ Hydrap HPDZb 63 (siehe **Anhang 5.1**).

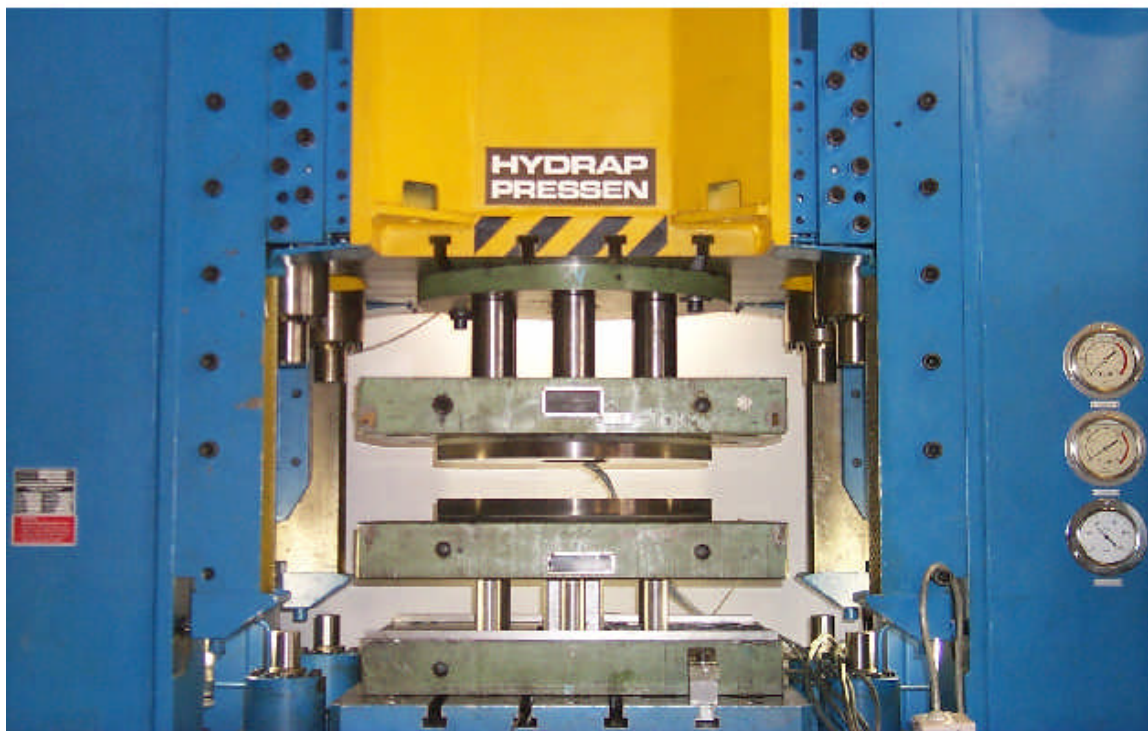


Bild 6.6: Hydraulische Tiefziehpresse Hydrap HPDZb 63 mit eingebautem beheizbarem Tiefziehwerkzeug (Stempelgeometrie 220 mm x 110 mm)

Anhand der Thermographie-Aufnahmen ist die Temperaturverteilung im Tiefziehwerkzeug unmittelbar nach Beginn der Beheizung (**Bild 6.7**) und nach ca. 20 Stunden (**Bild 6.8**) deutlich zu erkennen. Die Grundplatte des Zieh rings weist nach 20 Stunden ein Temperaturmaximum von ca. 85 °C auf.

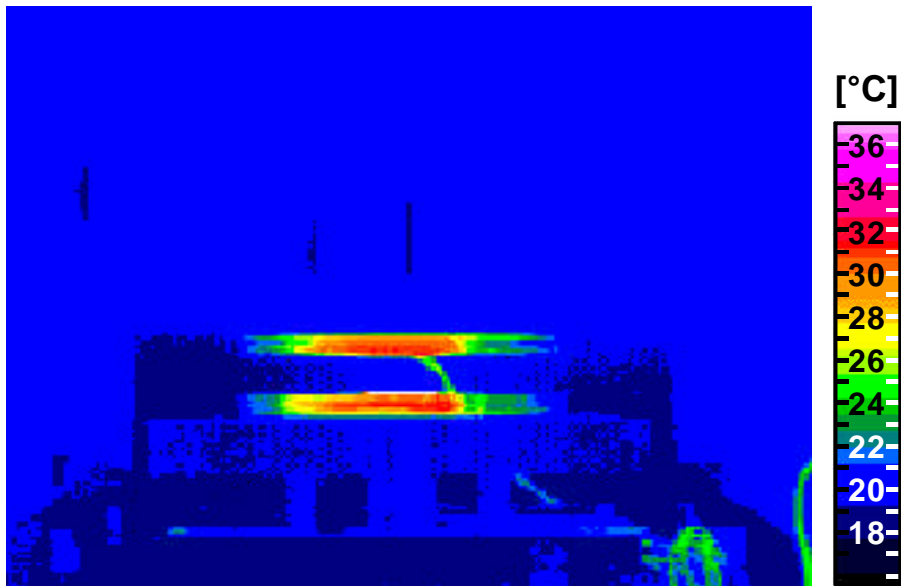


Bild 6.7: Temperaturverteilung 10 Minuten nach Beheizungsbeginn (rechts: Temperaturprofil entlang der vertikalen Maschinenachse)

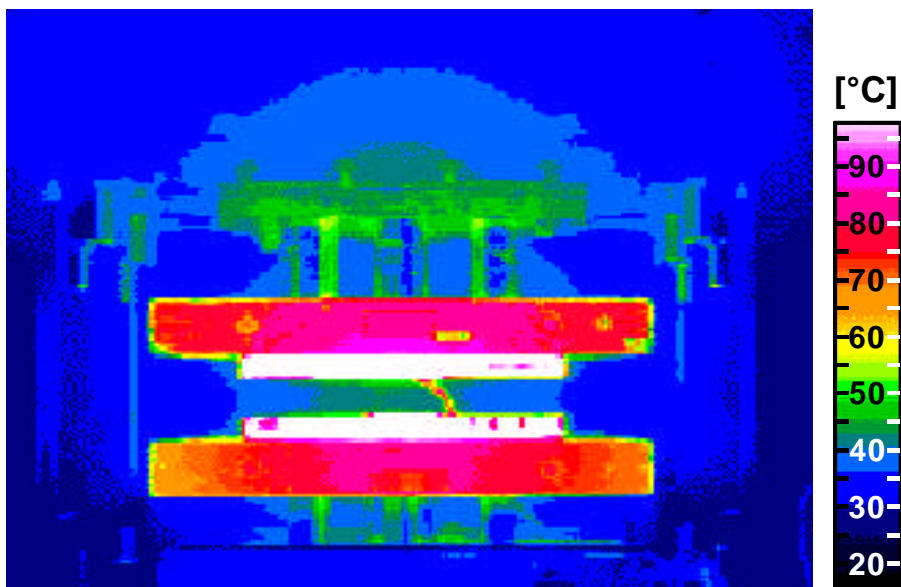


Bild 6.8: Temperaturverteilung 20 Stunden nach Beheizungsbeginn

Zur Untersuchung der lokalen Temperaturentwicklung im Versuchswerkzeug wurden an verschiedenen Stellen des Werkzeugs die Temperaturen über der Zeit mit einem Thermoelement erfaßt. **Bild 6.9** verdeutlicht die Lage der Temperaturmeßstellen am Tiefziehwerkzeug (Punkte W1 bis W12) sowie an der Tiefziehpresse (Punkte M1 bis M3).

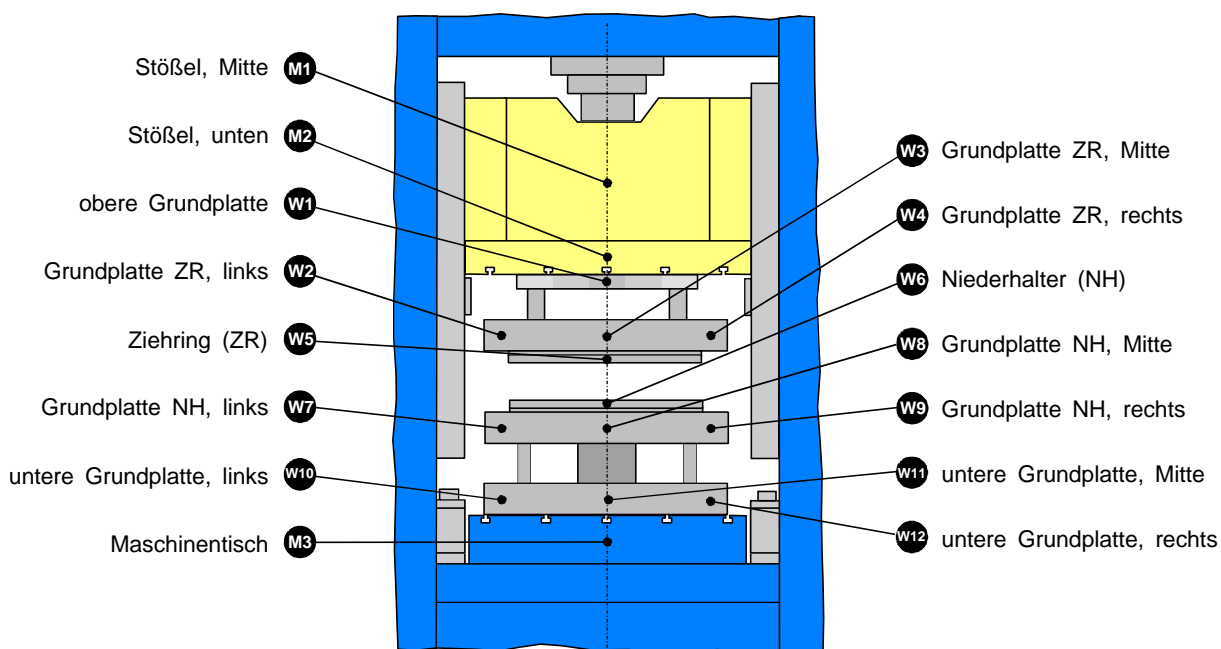


Bild 6.9: Lage der Temperaturmessstellen am Werkzeug und an der Tiefziehpresse

Die Temperaturverläufe an den einzelnen Meßstellen des Werkzeugs vom Beginn der Werkzeugbeheizung über einen Zeitraum von ca. 20 Stunden sind in **Bild 6.10** und **Bild 6.11** dargestellt. Die mit den elektrischen Rohrheizkörpern versehene Ziehring- (Meßpunkt W5) und Niederhalterplatte (Meßpunkt W6) erreichen die eingestellten Solltemperaturen von $T = 200\text{ °C}$ bzw. $T = 250\text{ °C}$ nach einer Zeit von ca. 2,5 Stunden (**Bild 6.10**). Danach werden die Temperaturen durch das Regelgerät auf dem Sollwert konstant gehalten.

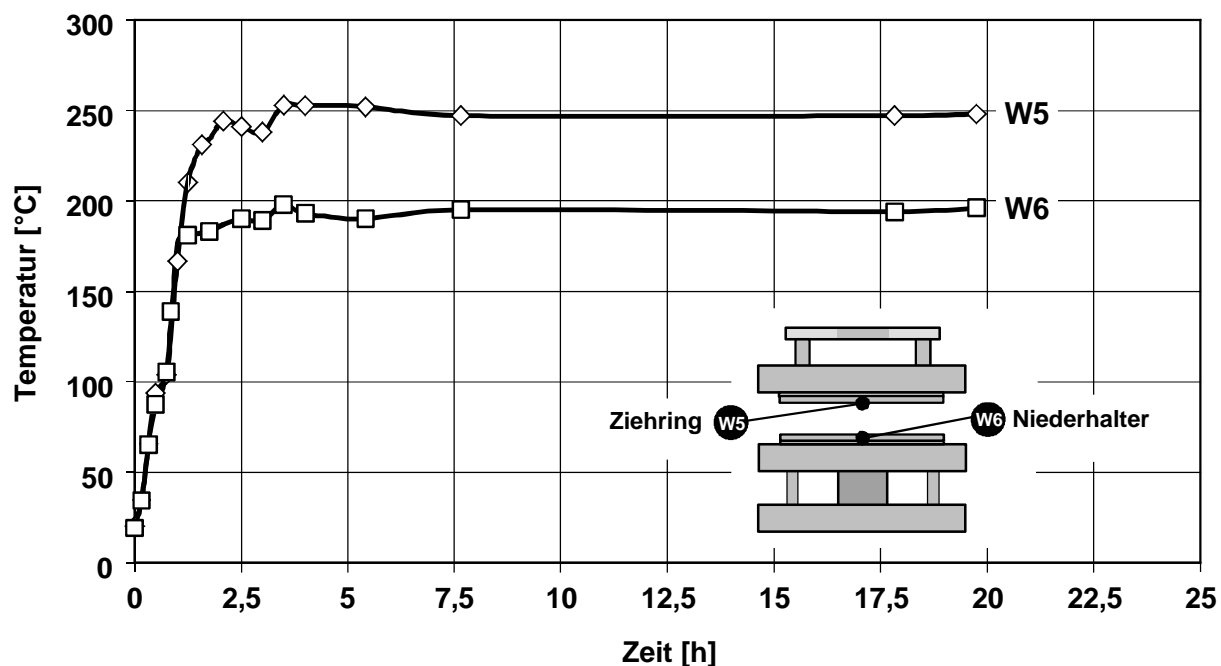


Bild 6.10: Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Erwärmung des Ziehrings und des Niederhalters

Die Elemente des Werkzeuggrundgestells sind gegenüber dem beheizten Ziehring und Niederhalter durch Wärmedämmplatten getrennt. Das Grundgestell erwärmt sich dadurch wesentlich langsamer als die Werkzeugaktivteile. **Bild 6.11** zeigt die Temperatur-Zeit-Verläufe der einzelnen Werkzeugelemente. Es ist deutlich erkennbar, daß bis zu einer Zeit von ca. 8 Stunden ein relativ steiler Temperaturanstieg vorliegt und danach nur noch eine langsame weitere Erwärmung stattfindet. Die Temperaturwerte des Werkzeuggrundgestells in diesem Bereich (Erwärmungsdauer > 8 Stunden) liegen deutlich unterhalb der Temperaturen im Ziehring und Niederhalter. Die mittleren Steigungen der Temperatur im Werkzeuggrundgestell $m_{T,WZ}$ im Zeitintervall zwischen 8 und 20 Stunden sind an den untersuchten Meßstellen nahezu identisch und betragen:

$$m_{T,WZ} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \cong 0,17 \dots 0,34 \frac{^{\circ}\text{C}}{\text{h}} . \quad (6.1)$$

Anhand der charakteristischen Temperatur-Zeit-Verläufe an den einzelnen Meßstellen ist zu erwarten daß auch bei noch längeren Erwärmungszeiten keine wesentliche Erhöhung der Temperaturen mehr stattfindet, sondern sich die Temperaturen ihren jeweiligen Endwerten annähern.

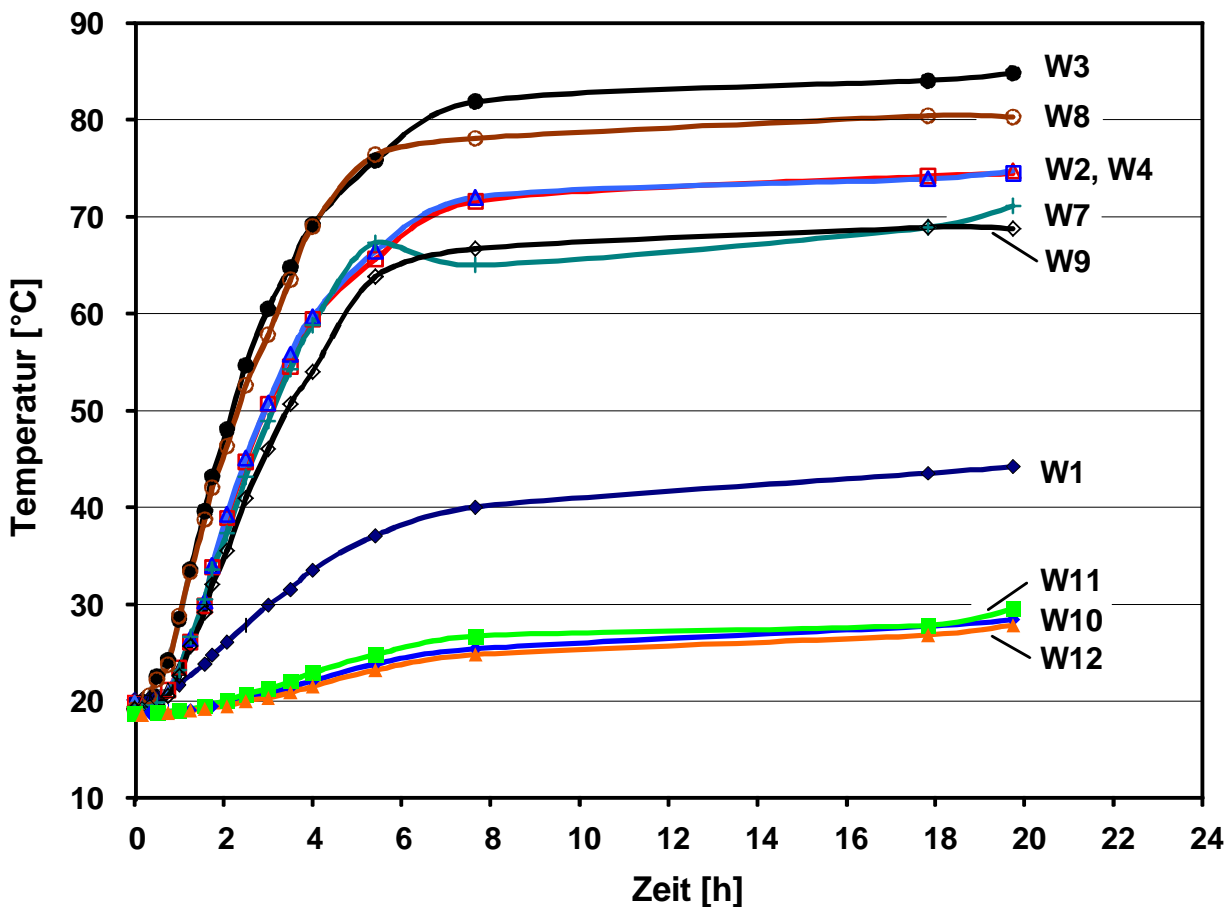


Bild 6.11: Temperatur-Zeit-Verläufe im Grundgestell beim Erwärmen des Tiefziehwerkzeugs

6.3.2 Untersuchung der Temperatursausbreitung in der Umformmaschine

Um zu untersuchen, inwieweit sich durch die in das Tiefziehwerkzeug eingebrachte Wärmeenergie die Umformmaschine erwärmt, wurde analog zu **Kapitel 6.3.1** die zeitabhängige Temperatursausbreitung vom Werkzeug in die Maschine mit einer Thermographiekamera aufgenommen. Dabei wurde ebenfalls der in **Bild 6.6** dargestellte Ausschnitt betrachtet. Die Temperaturverteilungen zu unterschiedlichen Zeitpunkten des Erwärmungsvorganges zeigen **Bild 6.12** bis **Bild 6.15**. Zwei Stunden nach dem Beginn der Werkzeugbeheizung hat noch keine nennenswerte Temperaturerhöhung im Maschinenstößel bzw. -tisch stattgefunden, obwohl der Niederhalter und der Ziehring zu diesem Zeitpunkt bereits ihre Zieltemperaturen von $T = 200\text{ °C}$ bzw. $T = 250\text{ °C}$ erreicht haben (**Bild 6.12**).

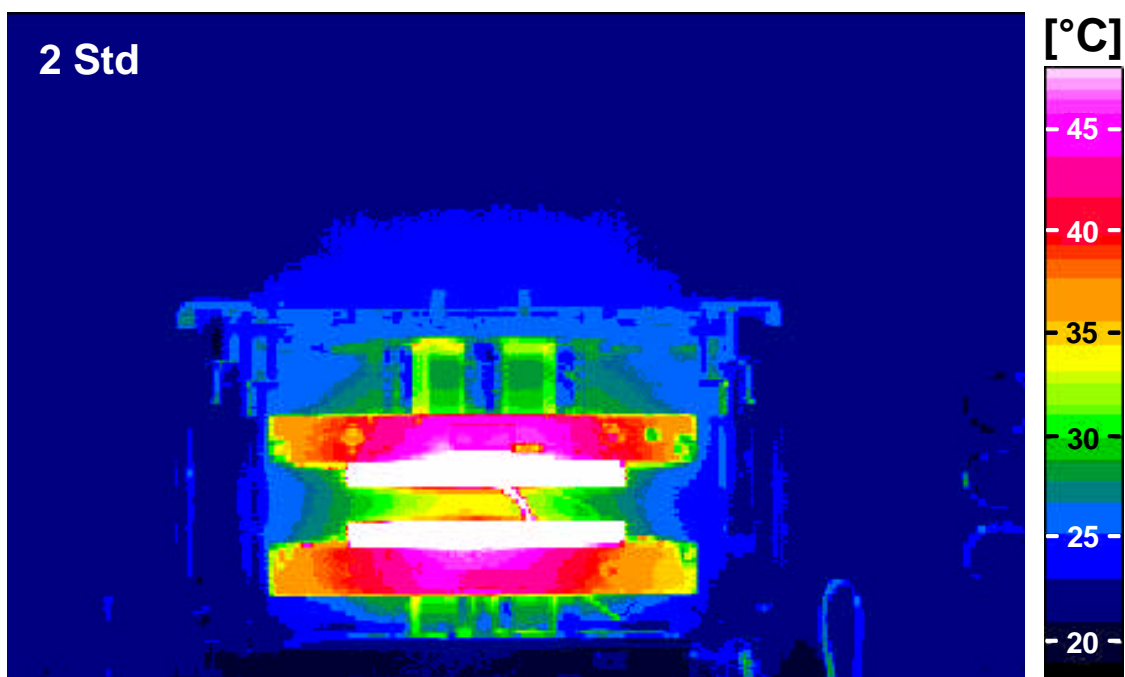


Bild 6.12: Temperaturverteilung 2 Stunden nach Beheizungsbeginn

Im weiteren Verlauf ist jedoch eine zunehmende Erwärmung des Maschinenstößels und des Tisches erkennbar (**Bild 6.13**, **Bild 6.14**).

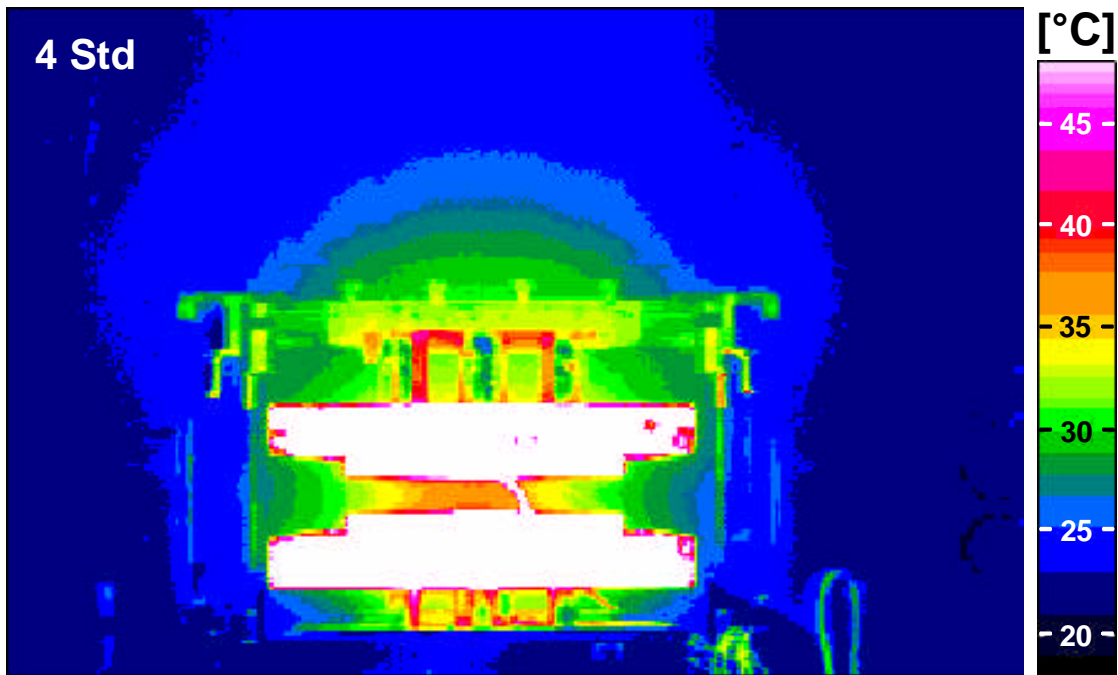


Bild 6.13: Temperaturverteilung 4 Stunden nach Beheizungsbeginn

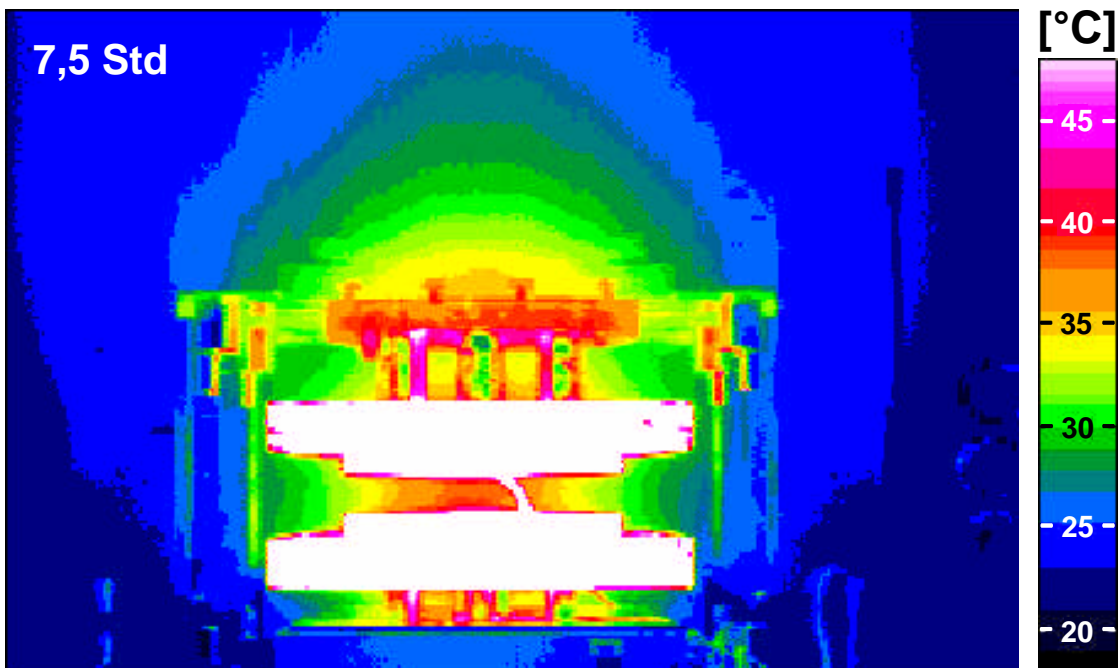


Bild 6.14: Temperaturverteilung 7,5 Stunden nach Beheizungsbeginn

Nach einer Zeit von 18 Stunden hat sich der untere Teil des Maschinenstößels bereits von ursprünglich $T = 20\text{ °C}$ auf $T = 40\text{ °C}$ erwärmt. Zusätzlich liegt im Bereich des Seitenständers der Maschine eine Temperaturerhöhung auf ca. $T = 25\text{ °C}$ vor.

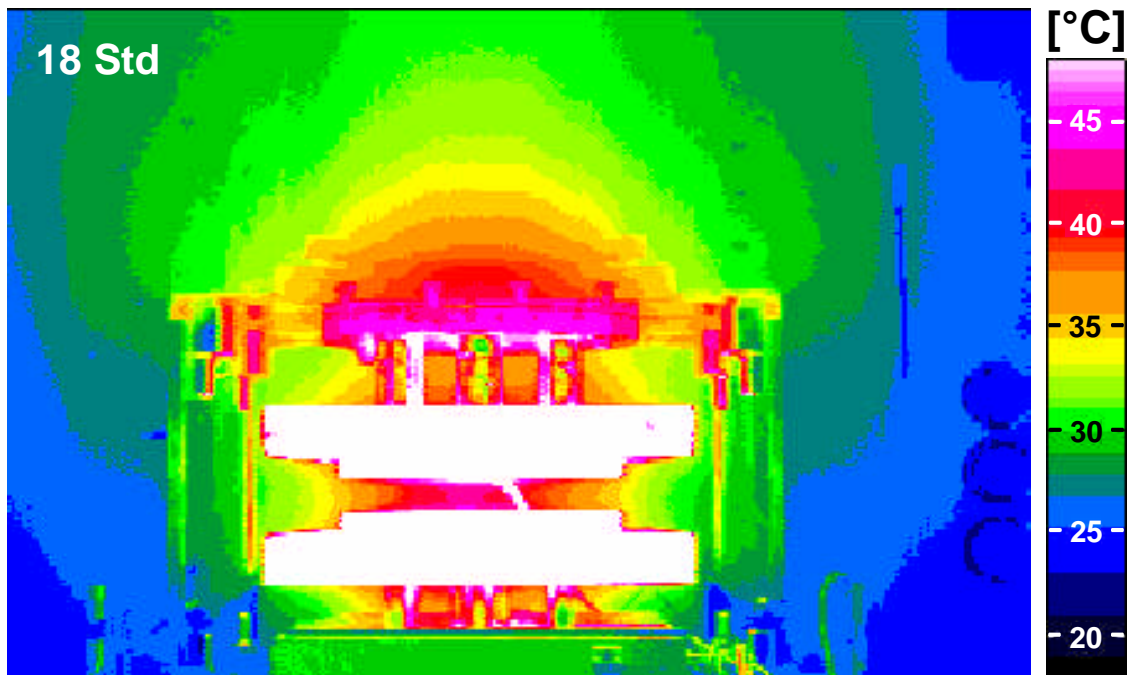


Bild 6.15: Temperaturverteilung 18 Stunden nach Beheizungsbeginn

Diese ungleichmäßige Erwärmung der Maschine führt zu einer Verringerung des Führungsspiels des Stößels und kann letztlich zum Klemmen des Stößels führen. Bei der verwendeten Tiefziehpresse mit einer Stößelbreite von $b_{\text{Stößel}} \approx 1\text{m}$ führt der resultierende Temperaturunterschied von $\Delta T \approx 25\text{ °C}$ zwischen Stößel und Seitenständer zu einer Verringerung des seitlichen Führungsspiels s um:

$$\begin{aligned} \Delta s &\cong \alpha_{\text{Stahl}} \cdot \Delta T \cdot b_{\text{Stößel}} & (6.2) \\ &\cong 0,275\text{ mm} \end{aligned}$$

mit: $\alpha_{\text{Stahl}} = 11 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$.

Um diese negativen Auswirkungen zu vermeiden, ist im Dauerbetrieb insbesondere bei großen Werkzeugen mit entsprechend größerer Heizleistung eine vollständige thermische Entkopplung des Werkzeuges von der Maschine mittels Dämmschichten und Kühlelementen erforderlich.

Die Temperatur-Zeit-Verläufe an drei verschiedenen Punkten der Maschine sind in **Bild 6.16** dargestellt. Anhand des Temperaturverhältnisses zwischen Maschinentisch und Stößel ist erkennbar, daß nicht nur die Wärmeleitung sondern auch die freie Konvektion einen wesentlichen Beitrag zur Erwärmung des Maschinenstößels liefert. Ähnlich zu den Temperatur-Zeit-Verläufen des Werkzeuggrundgestells (siehe **Bild 6.11**) flacht der Verlauf oberhalb von ca. 8 Stunden deutlich ab. Jedoch wird innerhalb des betrachteten Zeitraumes

von 20 Stunden noch kein stationärer Zustand erreicht. Der Temperaturanstieg im Zeitintervall zwischen 8 und 20 Stunden im Maschinenstößel bzw. -tisch ist an den drei Meßstellen nahezu identisch und beträgt:

$$m_{T, \text{Masch.}} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \cong 0,21 \dots 0,3 \frac{^{\circ}\text{C}}{\text{h}} . \quad (6.3)$$

Damit sind die zeitlichen Anstiege der Temperaturen in der Maschine sowie im Werkzeuggestell oberhalb der Anlaufphase von 8 Stunden bis zum Ende der Messungen nahezu gleich. Analog zu den Verhältnissen am Werkzeuggrundgestell (siehe **Kapitel 6.3.1**) ist zu erwarten, daß bei einer Erwärmungszeit oberhalb von 20 Stunden eine Annäherung der in **Bild 6.16** dargestellten Temperaturverläufe an jeweilige Endwerte erfolgt.

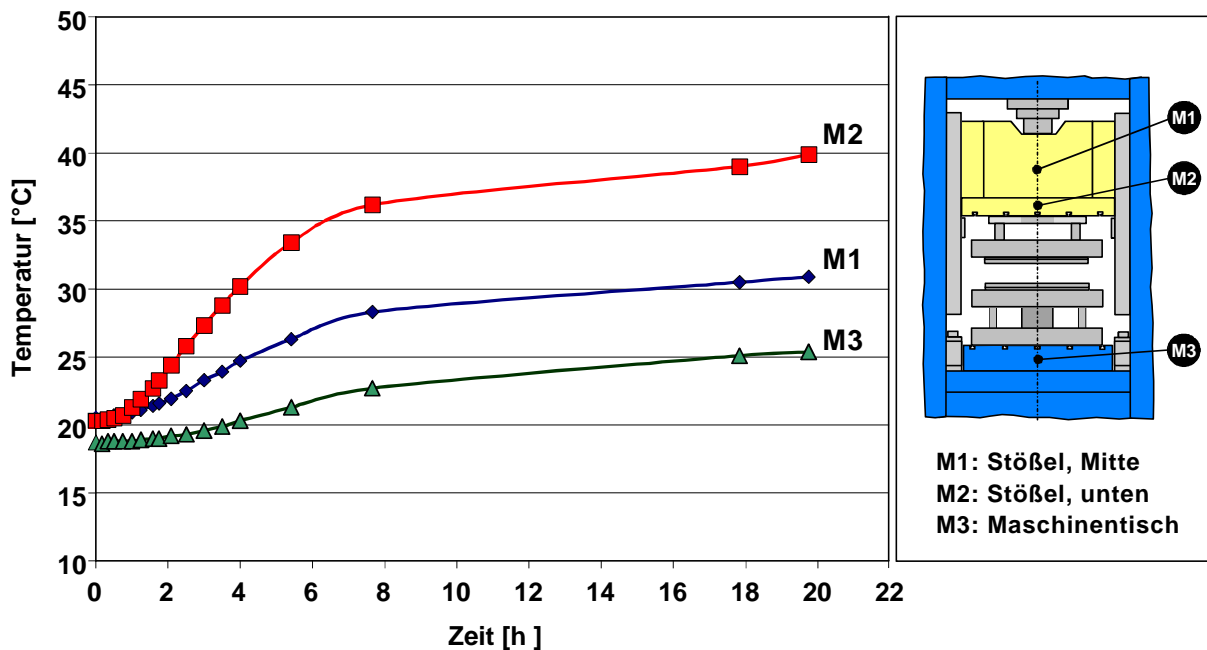


Bild 6.16: Erwärmung der Tiefziehpresse

6.4 Niederhalterdruck beim temperierten Tiefziehen von Magnesiumblechen

Die Kenntnis des erforderlichen Niederhalterdruckes ist für die optimierte Auslegung praktischer Tiefziehprozesse von großer Bedeutung. Ein zu geringer Niederhalterdruck führt zu Falten erster Art im Flanschbereich des Ziehteils, welche die Teilequalität negativ beeinflussen. Ein zu groß eingestellter Niederhalterdruck führt demgegenüber zu einer erhöhten Materialbeanspruchung in dem umzuformenden Blech, welche zu unerwünschten Blechdickenabnahmen oder gar zum Versagen des Werkstoffes durch Reißen führen kann.

Die Ergebnisse der in **Kapitel 4** dargestellten Zugversuche mit verschiedenen Magnesiumlegierungen haben gezeigt, daß die mechanischen Kennwerte erheblich von der Umformtemperatur beeinflußt werden. Da bekannt ist, daß die mechanischen Eigenschaften wie z.B. Festigkeit und Verfestigungsverhalten einen deutlichen Einfluß auf die Faltenbildung besitzen, soll am Beispiel der durchgeführten Tiefziehversuche gezeigt werden, inwieweit die Umformtemperatur den erforderlichen Niederhalterdruck beeinflußt.

6.4.1 Berechnungsansätze zur Ermittlung des Niederhalterdruckes beim Tiefziehen

Das Thema Faltenbildung und Niederhalterdruck beim Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile wurde erstmals von *Siebel* /Siebel53/, /Siebel54/ theoretisch behandelt. *Siebel* stellte dazu ein Modell zur Ermittlung des Kräftegleichgewichtes an einem ausknickenden Flansch auf. In diesem Modell wird der Flanschbereich einer Ronde durch einen Blechstreifen der Breite b angenähert, der sich in Form einer Sinuslinie mit der Wellenlänge l stellenweise an den Niederhalter bzw. Ziehring anlegt (**Bild 6.17**).

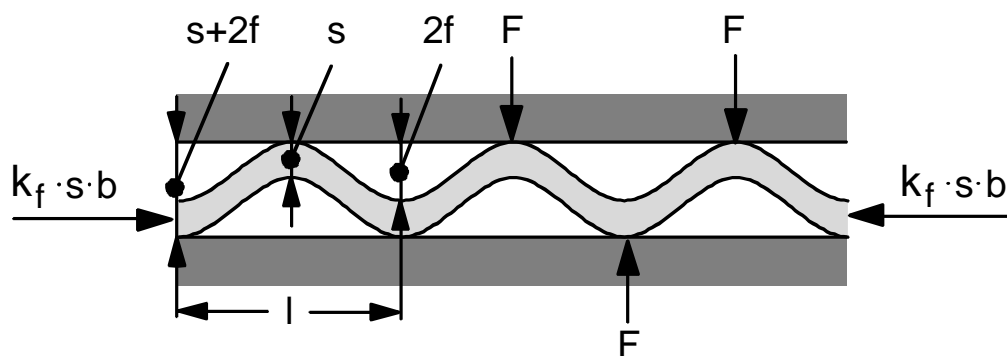


Bild 6.17: Knickvorgang nach *Siebel*

Gemäß **Bild 6.18** lassen sich damit die an einer Halbwelle der Länge $l/2$ angreifenden Momente bestimmen:

Moment durch Längskräfte: $M_1 = k_f \cdot s \cdot b \cdot 2f \quad (6.4)$

Moment durch Querkräfte: $M_2 = -\frac{F}{2} \cdot \frac{l}{2} = -\frac{p \cdot l^2 \cdot b}{4} \quad (6.5)$

Biegemoment: $M_3 = -\sigma_b \cdot W_b = -\frac{\pi}{2} \cdot b \cdot s \cdot \frac{f \cdot s}{1} \left(\frac{d\sigma}{d\varphi} \right) \quad (6.6)$

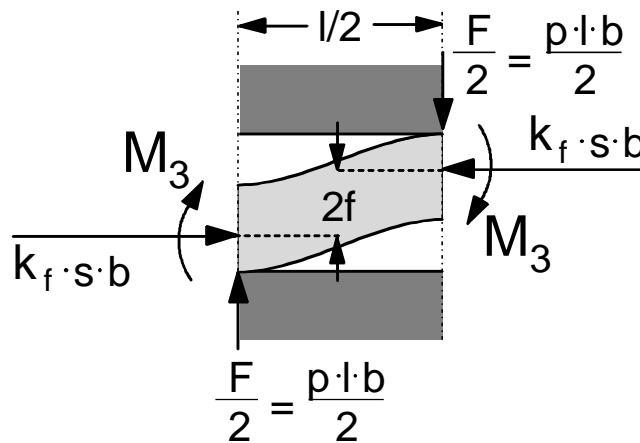


Bild 6.18: Momentengleichgewicht an einer Halbwelle nach /Siebel53/

Aus dem Momentengleichgewicht $M_1 + M_2 + M_3 = 0$ ergibt sich die Beziehung für den erforderlichen Niederhalterdruck p zu:

$$p = 8 \cdot k_f \cdot \left(\frac{f}{s} \right) \cdot \left[\left(\frac{s}{l} \right)^2 - \frac{\pi^2}{3} \left(\frac{s}{l} \right)^4 \cdot \frac{d\sigma / d\varphi}{k_f} \right] \quad (6.7)$$

Aus
$$\frac{dp}{d\left(\frac{s}{l}\right)} = 0 \quad (6.8)$$

läßt sich das Verhältnis s/l ermitteln, bei dem die Niederhalterpressung ihren Maximalwert erreicht. Die Differenzierung der **Glg. 6.7** nach dem Verhältnis s/l liefert:

$$\left(\frac{s}{l} \right)_{P_{\max}}^2 = \sqrt{\frac{3}{2 \cdot \pi} \cdot \frac{k_f}{d\sigma/d\varphi}} \quad (6.9)$$

Durch Einsetzen in **Glg. 6.7** ergibt sich die maximale Niederhalterpressung zu:

$$p_{\max} = \frac{6}{\pi^2} \cdot \left(\frac{f}{s}\right)^2 \cdot \left(\frac{k_f}{d\sigma/d\varphi}\right) \cdot k_f \cdot \quad (6.10)$$

Die experimentellen Untersuchungen Siebels zeigten, daß für die meisten Blechwerkstoffe bei einer Formänderung von $\varphi = 0,1$ bis $\varphi = 0,2$ unter plastischer Stauchung mit einer erforderlichen Niederhalterpressung von

$$p_N = 0,2 \dots 0,3 \cdot \left(\frac{f}{s}\right) \cdot k_f \quad (6.11)$$

gerechnet werden kann. Zusammen mit der experimentell ermittelten mittleren Wellenhöhe von

$$f_m = 0,01 \cdot s_0 \cdot (\beta_0 - 1)^3 \quad (6.12)$$

und Ersetzen der Fließspannung k_f durch die Zugfestigkeit R_m ergibt sich folgende Beziehung zur Ermittlung des Niederhalterdruckes p_N :

$$p_N = 0,002 \dots 0,003 (\beta_0 - 1)^3 \cdot R_m \cdot \quad (6.13)$$

Zur Berücksichtigung der Größenverhältnisse sowie Formabweichungen der Werkzeuge und der Ronden fügte Siebel der **Glg. 6.13** ein Zusatzglied hinzu, so daß der erforderliche Niederhalterdruck beim Tiefziehen runder Teile wie folgt berechnet werden kann:

$$p_{N,\text{Siebel}} = 0,002 \dots 0,003 \cdot \left\{ (\beta_0 - 1)^3 + \frac{d_0}{200 \cdot s_0} \right\} \cdot R_m \cdot \quad (6.14)$$

Die Anwendung der Berechnungsbeziehung nach Siebel ist noch heute weit verbreitet. Von *Geleji* /Geleji61/, *Züнкler* /Züнкler85/ und *Stock* /Stock95/ wurden weitere Berechnungsbeziehungen zur Ermittlung des Niederhalterdruckes beim Tiefziehen veröffentlicht, welche auf der Betrachtung des Gleichgewichtszustandes nach Siebel gemäß **Bild 6.18** beruhen. Durch eine vereinfachte Betrachtung des an einer Halbwelle angreifenden äußeren und inneren Kraftwirkungen und Momente gelangte Geleji zu der folgenden Berechnungsvorschrift für die Niederhalterpressung beim Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile:

$$p_{N,\text{Geleji}} = 0,016 \cdot \left\{ \frac{d_0 + 2 \cdot u_z}{D_0 + d_0 + 2 \cdot u_z} \right\} \cdot R_m \cdot \quad (6.15)$$

Zütkler verwendet für seinen Berechnungsansatz die Gleichgewichtsbeziehung gemäß **Glg. 6.7** und erhält durch Substitution von k_f , φ und $d\sigma/d\varphi$ die Beziehung:

$$P_{N,Zütkler} = 0,0757 \cdot \frac{\beta_0^{\frac{2}{n+1}} - 1}{\beta_0^2 - 1} R_m \cdot e^n \cdot n \cdot \left(\frac{\ln \beta_0}{n+1} \right)^{n+2} \quad (6.16)$$

Stock erweiterte das Berechnungsmodell nach *Siebel*, indem er neben der durch die plastische Stauchung bedingten Niederhalterkraft zusätzlich den Pressungsanteil berücksichtigt, der zum Anbiegen des Flansches bei der Biegung um die Ziehkante benötigt wird. Weiterhin werden die werkstoffspezifischen Eigenschaften wie Verfestigungsverhalten und die Anisotropie des Blechwerkstoffes in die Rechnung mit einbezogen. Neben einem Berechnungsansatz für rotationssymmetrische Teile gibt *Stock* eine Variante für Ziehteile mit rechteckiger Grundform an.

Senior /Senior56/ und *Kaftanoglu* /Kaftanoglu80/ wandten zur Analyse des Knickvorganges im Flanschbereich eine energetische Betrachtungsweise an. Grundlage dieser Methode ist die Berechnung der Biegeenergie, die aufgewendet werden muß, um den Flansch von seinem ebenen in den gekrümmten Zustand zu überführen. Senior vereinfachte das Problem durch die Annahme einer konstanten tangentialen Druckspannung, einer konstanten Blechdicke und durch Vernachlässigung der Matrizenrundung.

Die Arbeiten von *Yu* /Yu82/ und *Meier* /Meier86/ setzten zur Lösung des Faltenproblems die Methode der virtuellen Arbeiten ein. Im Gegensatz zur Arbeit von *Senior* wurden die veränderlichen tangentialen Spannungen mit berücksichtigt. Die Berücksichtigung der Blechdickenänderungen, der Verfestigung und des Einflusses der Ziehringrundung erfolgte erstmals in der Arbeit von *Meier*.

6.4.2 Untersuchung der Temperaturabhängigkeit des Niederhalterdruckes

In den experimentellen Untersuchungen zum Tiefziehen von Magnesiumlegierungen bei erhöhten Temperaturen wurde festgestellt, daß die zur Unterdrückung der Faltenbildung 1. Art erforderlichen Niederhalterdrücke signifikant von der eingestellten Umformtemperatur abhängen. Die erforderlichen Anfangs-Niederhalterdrücke beim Tiefziehen sind in **Bild 6.19** (rotationssymmetrisches Werkzeug, $d_0 = 100$ mm) und **Bild 6.20** (rechteckiges Werkzeug, 220 mm x 110 mm) dargestellt.

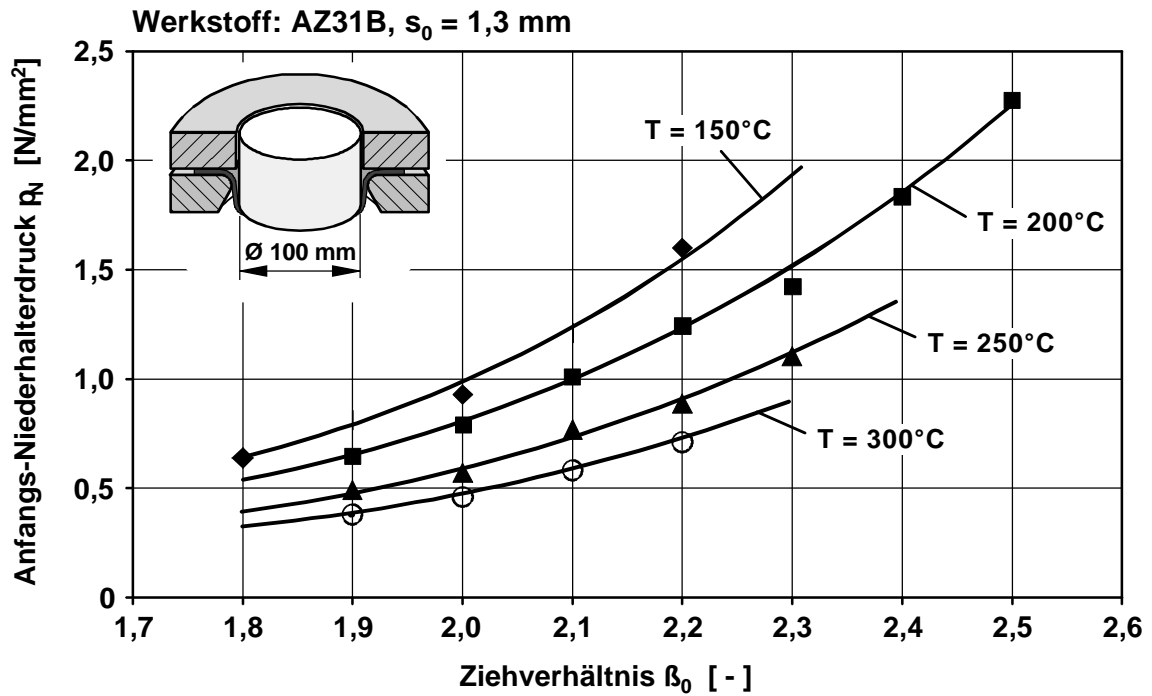


Bild 6.19: Abhängigkeit des erforderlichen Anfangs-Niederhalterdruckes von der Umformtemperatur (rotationssymmetrisches Tiefziehwerkzeug $\varnothing 100 \text{ mm}$)

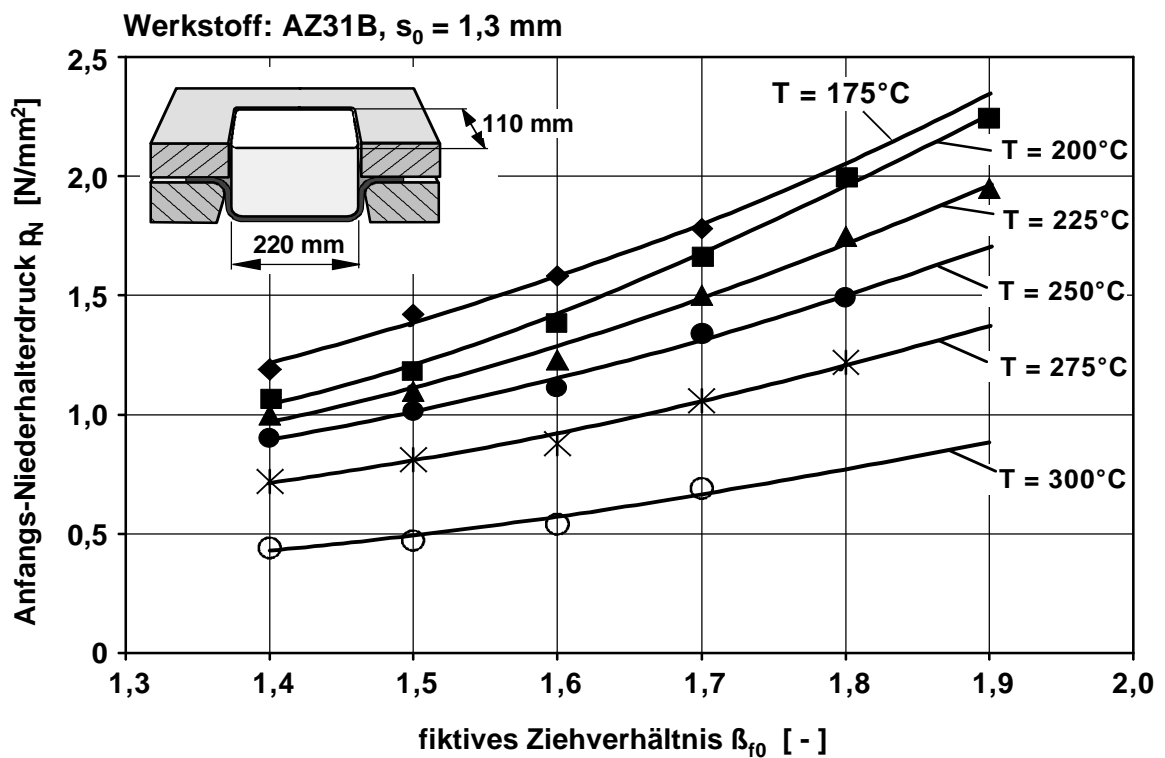


Bild 6.20: Abhängigkeit des erforderlichen Anfangs-Niederhalterdruckes von der Umformtemperatur (rechteckiges Tiefziehwerkzeug 220 mm x 110 mm)

Aus den Messungen an dem rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug wird deutlich, daß eine Temperaturerhöhung von $T = 150\text{ °C}$ auf $T = 300\text{ °C}$ infolge der abnehmenden Festigkeit des Werkstoffes in etwa eine Halbierung des erforderlichen Niederhalterdruckes bewirkt. Beim Tiefziehen mit dem rechteckigen Werkzeug ist dieser Effekt ebenfalls sehr deutlich erkennbar.

Weiterhin ist den in **Bild 6.19** und **Bild 6.20** dargestellten Verläufen der erforderlichen Niederhalterdrücke zu entnehmen, daß bei einer Erhöhung der Umformtemperatur der erforderliche Niederhalterdruck weniger stark von dem vorliegenden Ziehverhältnis abhängt. Die Ursache für dieses Verhalten liegt darin begründet, daß bei höheren Umformtemperaturen eine geringere Verfestigung des Blechwerkstoffes stattfindet (siehe **Kapitel 4**). Die mit größerem Ziehverhältnis steigenden Umformgrade führen somit bei höherer Temperatur zu einer geringeren Zunahme der Festigkeit des Werkstoffes als bei geringerer Temperatur. Das Verfestigungsverhalten des Blechwerkstoffes übt folglich einen deutlichen Einfluß auf die erforderliche Anfangs-Niederhalterpressung beim Tiefziehen aus.

6.4.3 Genauigkeit von Berechnungsansätzen für das temperierte Tiefziehen von Magnesiumblechen

Um zu prüfen, inwieweit die eingeführten Berechnungsansätze von *Siebel*, *Geleji* und *Züinkler* zur Ermittlung der erforderlichen Anfangs-Niederhalterpressungen beim temperierten Tiefziehen von Magnesiumblechen eingesetzt werden können, wurden die in den experimentellen Untersuchungen mit dem rotationssymmetrischen sowie dem rechteckigen Tiefziehwerkzeug ermittelten Werte den rechnerischen Ergebnissen gegenübergestellt. Dazu wurden die entsprechenden Geometriedaten sowie die im temperierten Zugversuch ermittelten Werkstoffdaten in die Berechnungsbeziehungen eingesetzt. Die in **Bild 6.21** und **Bild 6.22** dargestellten Ergebnisse zeigen, daß die Ansätze von *Züinkler* und *Siebel* die Erhöhung der erforderlichen Niederhalterdrücke mit größerem Ziehverhältnis im Gegensatz zu der Beziehung von *Geleji* prinzipiell richtig wiedergeben. Die experimentell gewonnenen Daten und die berechneten Werte nach *Züinkler* weisen jedoch große Unterschiede auf. Ein Nachteil dieses Ansatzes besteht darin, daß die Ziehteil- bzw. Werkzeuggeometrie nicht berücksichtigt wird.

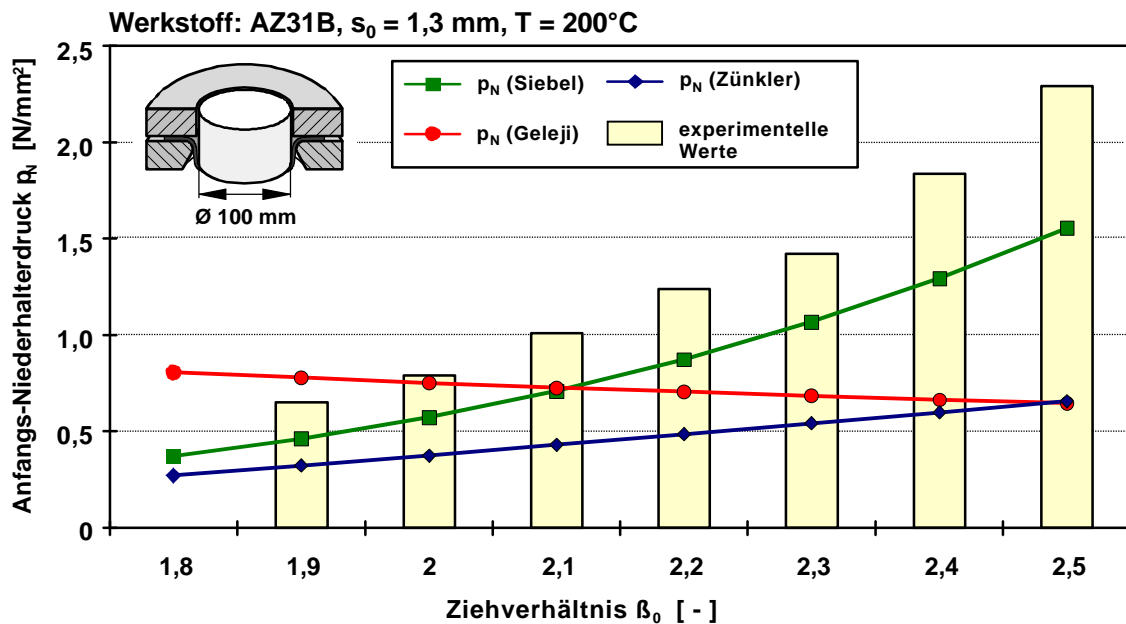


Bild 6.21: Gegenüberstellung experimentell ermittelter und berechneter Niederhalterdrücke, (rotationssymmetrisches Tiefziehwerkzeug $\varnothing 100 \text{ mm}$, $T = 200^\circ\text{C}$)

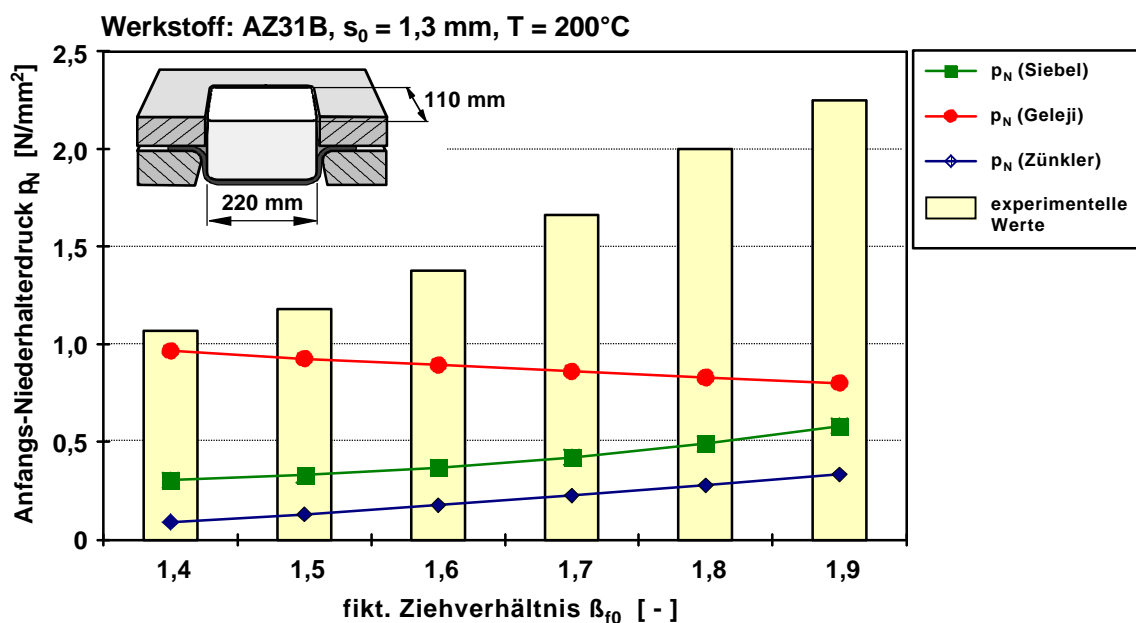


Bild 6.22: Gegenüberstellung experimentell ermittelter und berechneter Niederhalterdrücke, (rechteckiges Tiefziehwerkzeug $220 \times 110 \text{ mm}$, $T = 200^\circ\text{C}$)

Aufgrund der guten Abbildung der grundlegenden mechanischen Zusammenhänge wird der Ansatz von Siebel noch heute als Standardverfahren zur Berechnung des erforderlichen Niederhalterdruckes beim Tiefziehen verwendet. Die Berechnungsgenauigkeit wird jedoch dadurch eingeschränkt, daß die Fließspannung k_f bei der Herleitung des Ansatzes vereinfachend durch die Zugfestigkeit R_m ersetzt wurde (siehe **Kapitel 6.4.1**). Die

Zugfestigkeit besitzt im Hinblick auf Charakterisierung des Werkstoffverhaltens während der Umformung nur eine untergeordnete Bedeutung, so daß eine genauere Quantifizierung der Fließspannung vorgenommen werden sollte. Im Sinne der praktischen Handhabbarkeit der Formel sollte hierbei jedoch eine möglichst einfache Beschreibung der Fließspannung auf Basis der im Zugversuch ermittelten Werkstoffkennwerte angewandt werden.

Eine Möglichkeit für die Beschreibung der Fließspannung k_f bietet der Hollomon-Ansatz $k_f = C \cdot \varphi^n$ (C = Werkstoffkonstante, n = Verfestigungsexponent). Die Überprüfung der Berechnungsgenauigkeit des Hollomon-Ansatzes für die temperierte Umformung am Beispiel der Magnesiumlegierung AZ31B hat gezeigt, daß die experimentell gewonnenen Fließkurven mit dieser Berechnungsvorschrift gut angenähert werden können, wenn der Verlauf der Fließkurve stetig steigend ist. Dieses ist für Temperaturen von $T \leq 150 \text{ °C}$ der Fall. Bei höheren Temperaturen sind nennenswerte Abweichungen erst bei Formänderungen oberhalb von ca. $\varphi = 0,2$ zu erwarten (siehe **Kapitel 4**). Aufgrund des geringen Berechnungsaufwandes soll der Hollomon-Ansatz zur vereinfachten Berücksichtigung der Fließspannung bei der Ermittlung der erforderlichen Niederhalterpressung angewandt werden. Die Werkstoffkonstante C wird durch die von *Reihle* hergeleitete Beziehung ausgedrückt (siehe **Kapitel 4.5.1**). Dabei werden die bei der jeweiligen Temperatur experimentell ermittelten Werte der Zugfestigkeit $R_m(T)$ und des Verfestigungsexponenten $n(T)$ eingesetzt:

$$C = R_m(T) \cdot \left(\frac{e}{n(T)} \right)^{n(T)}. \quad (6.17)$$

Setzt man weiterhin für den Umformgrad die beim rotationssymmetrischen Tiefziehen auftretende maximale Formänderung von $\varphi = \ln(D_0/d_0)$ ein, ergibt sich die erweiterte Berechnungsbeziehung nach *Siebel* zu:

$$p_N = 0,003 \cdot \left\{ (\beta_0 - 1)^3 + \frac{d_0}{200 \cdot s_0} \right\} \cdot R_m(T) \cdot \left(\frac{e}{n(T)} \cdot \ln \frac{D_0}{d_0} \right)^{n(T)}. \quad (6.18)$$

Der in **Glg. 6.18** verwendete Proportionalitätsfaktor von 0,003 stellt die obere Grenze des von *Siebel* angegebenen Toleranzbereiches (siehe **Glg. 6.14**) dar. Der Vergleich der Berechnungsergebnisse nach **Glg. 6.18** mit den experimentell ermittelten erforderlichen Niederhalterdrücken beim Tiefziehen mit dem rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug ($d_0 = 100 \text{ mm}$) zeigt eine gute Übereinstimmung (siehe **Bild 6.23** und **Bild 6.24**). Von den Versuchsbedingungen abweichende Prozeßzustände, wie z.B. eine Veränderung der Reibung zwischen Blechwerkstoff und Werkzeug, sind durch eine entsprechende Anpassung des Proportionalitätsfaktors zu berücksichtigen.

Die zur Berechnung der Anfangs-Niederhalterpressung nach **Glg. 6.18** erforderlichen Daten des Zugversuchs sind in **Tabelle 4.4, Kapitel 4.5.1** aufgeführt.

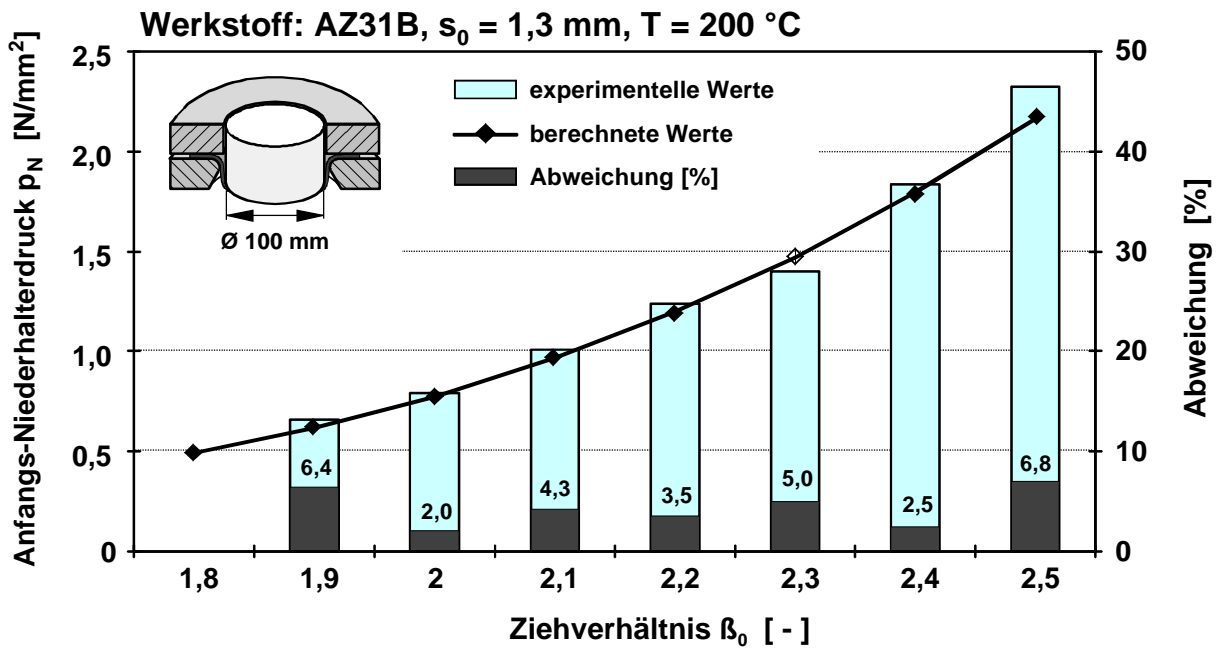


Bild 6.23: Gegenüberstellung experimentell ermittelter und berechneter Niederhalterdrücke, (rotationssymmetrisches Tiefziehwerkzeug $\varnothing 100$ mm, $T = 200$ °C)

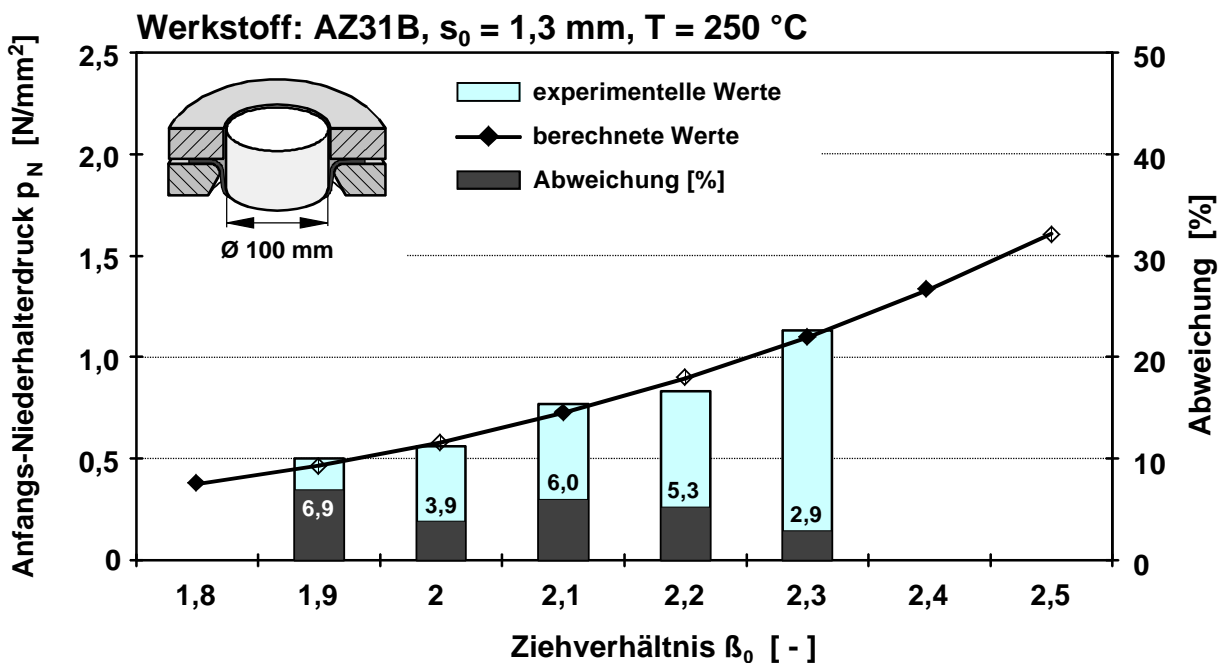


Bild 6.24: Gegenüberstellung experimentell ermittelter und berechneter Niederhalterdrücke, (rotationssymmetrisches Tiefziehwerkzeug $\varnothing 100$ mm, $T = 250$ °C)

Der beschriebene Berechnungsansatz läßt sich durch Bestimmung des fiktiven Ziehverhältnisses nach *Dutschke* (siehe **Kapitel 5.1.2.2**) auch auf die im Rahmen der experimentellen Untersuchungen verwendete rechteckige Werkzeuggeometrie übertragen. Die von *Siebel* experimentell am rotationssymmetrischen Napf ermittelte mittlere Wellenhöhe f_m (siehe **Kapitel 6.4.1**) muß in diesem Falle jedoch an die veränderten geometrischen Bedingungen angepaßt werden.

7 Anwendungspotential temperierter Tiefziehprozesse zur Herstellung von Bauteilen aus Magnesiumblechen

7.1 Herstellung von Praxisbauteilen am Beispiel „Sitzwanne“

Die Untersuchungen in **Kapitel 5** haben am Beispiel von einfachen Modellgeometrien (rund und rechteckig) gezeigt, daß das Streck- und Tiefziehen von Blechen aus Magnesiumknetlegierungen bei erhöhten Temperaturen sehr gut möglich ist. Im weiteren soll aufbauend auf diesen Ergebnissen untersucht werden, inwieweit Praxisbauteile aus Magnesiumblechen herstellbar sind, die aufgrund ihrer komplexeren Geometrie einer kombinierten Streck- und Tiefziehbeanspruchung während der Umformung unterliegen.

Unter dem Aspekt der zukünftig möglichen Anwendungsgebiete von Blechformteilen aus Magnesiumblechen im Automobilbau wurde das in **Bild 7.1** dargestellte Bauteil aus einem Fahrzeugsitz für die Machbarkeitsstudie ausgewählt. Dieses in konventionellen Sitzkonstruktionen in Stahlblech ausgeführte Bauteil bildet als tragendes Strukturteil die Sitzfläche des Fahrzeugsitzes und wird in den nachfolgend beschriebenen Untersuchungen als „Sitzwanne“ bezeichnet.

Werkstoff: DC05, $s_0 = 1,0$ mm

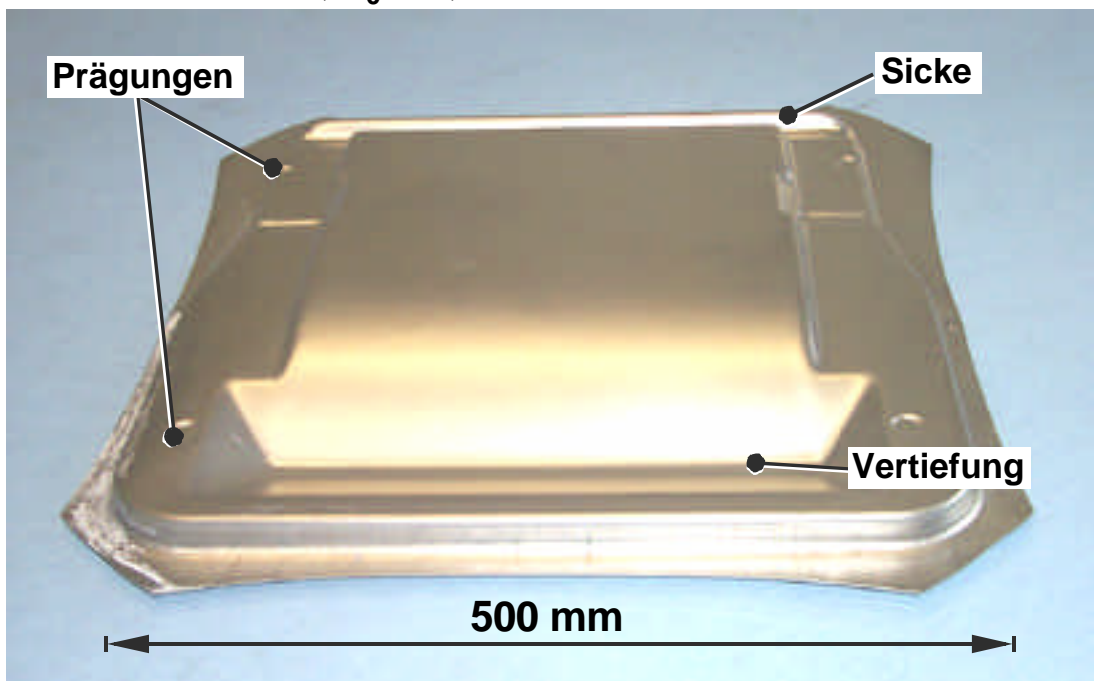


Bild 7.1: Praxisbauteil „Sitzwanne“; Werkstoff: DC05, $s_0 = 1,0$ mm

Das abgebildete Bauteil „Sitzwanne“ ist für die Untersuchung der Herstellbarkeit aus Magnesiumblech besonders interessant, da neben dem eigentlichen Tiefziehen weitere charakteristische Beanspruchungsarten auftreten. Im Bereich des Ziehteilbodens befindet sich eine breite Vertiefung (**Bild 7.1**, unten) sowie eine tiefe Sicke (**Bild 7.1**, oben), die besondere

Anforderungen an die Streckzieheigenschaften des Blechwerkstoffes stellen. Zusätzlich werden am Ende des Ziehvorgangs vier Prägungen im Bereich der Ziehteilecken eingebracht. In **Bild 7.2** ist die Ziehteilkontur entlang des Schnittes A – A' dargestellt.

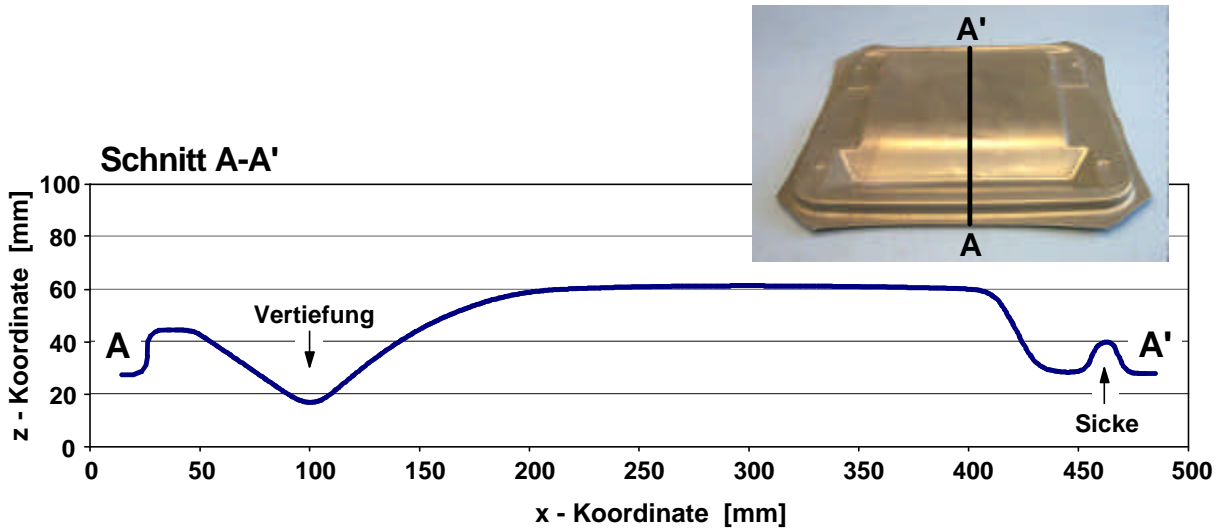


Bild 7.2: Kontur des Ziehteils

Das zur Herstellung der Sitzwanne in der Praxis verwendete Umformwerkzeug ist in **Bild 7.3** dargestellt.

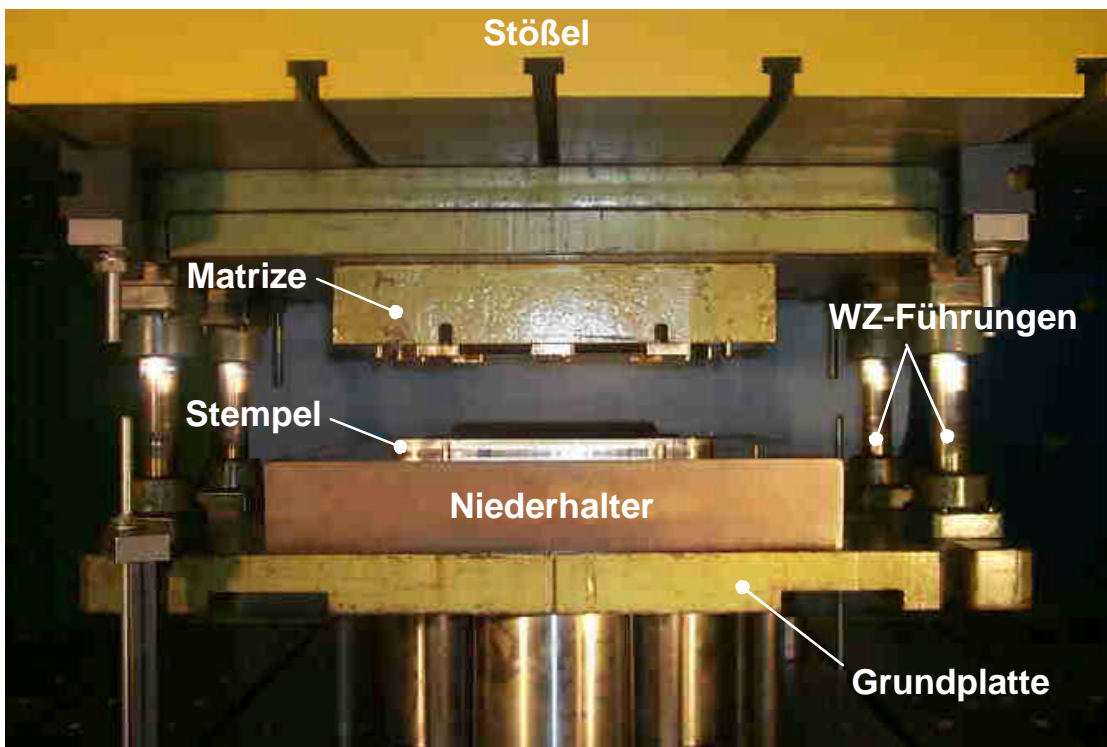


Bild 7.3: Praxiswerkzeug zur Herstellung einer Sitzwanne

Um die temperierte Umformung von Magnesiumblechen mit dem dargestellten Werkzeug zu ermöglichen, wurden elektrische Heizelemente in den Ziehstempel sowie in die Matrize integriert. Auf Basis einer Wärmebedarfsrechnung für die einzelnen Werkzeugelemente wurden die erforderlichen Heizleistungen und die sich daraus ergebenden Längen der Rohrheizkörper ermittelt. **Bild 7.4** zeigt exemplarisch die in die Unterseite des Stempels eingebrachten Nuten sowie die eingegossenen elektrischen Rohrheizkörper mit einer Leistung von jeweils 1.750 Watt.

Um den Wärmeübergang zwischen dem Stempel bzw. der Matrize und den Werkzeuggrundplatten zu mindern, wurden Wärmedämmplatten eingesetzt. Die Verwendung des Magnesiumbleches AZ31B in der Blechdicke von $s_0 = 1,3$ mm machte es zusätzlich erforderlich, den Ziehspalt des Werkzeugs anzupassen.

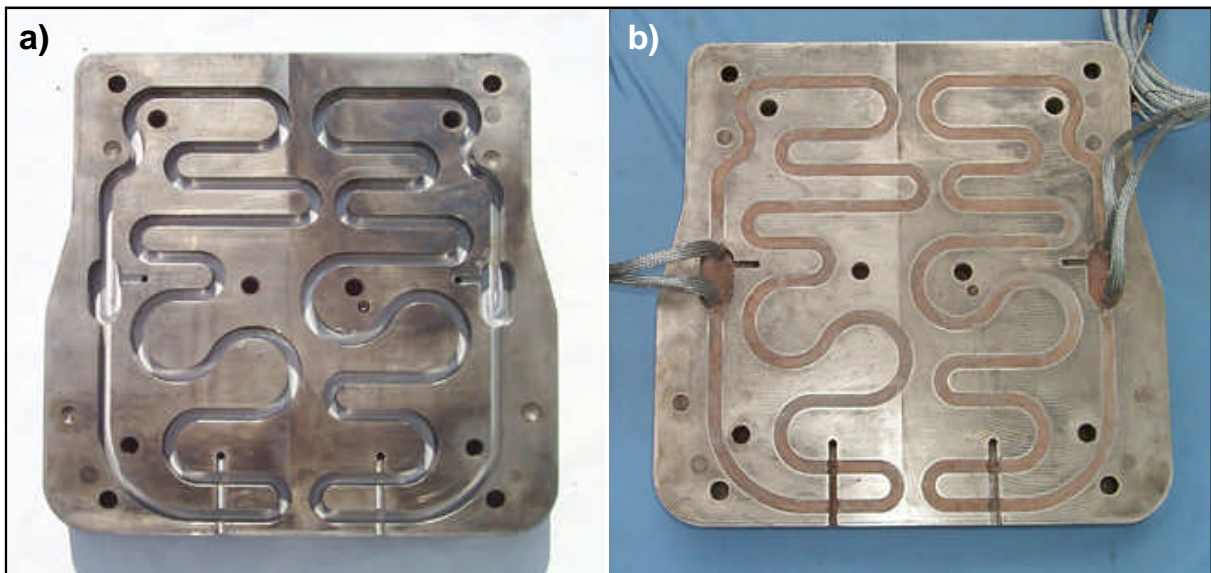
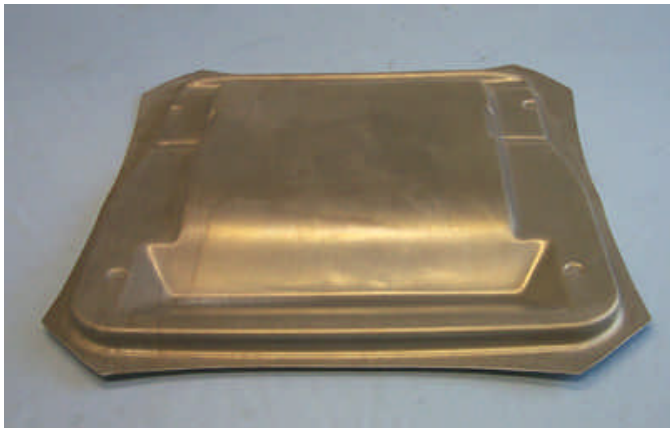


Bild 7.4: Nachrüsten des Ziehstempels mit elektrischen Heizelementen
a) Fräsnuten b) Stempel mit eingegossenen Rohrheizkörpern

Mit dem derart modifizierte Werkzeugsystem wurden anschließend Umformversuche bei einer Temperatur von $T \approx 250$ °C in einer hydraulischen Presse durchgeführt. Nach einem Tryout, in dem der Radius am Sickenauslauf vergrößert wurde, konnten fehlerfreie Ziehteile aus der Magnesiumlegierung AZ31B, Blechdicke $s_0 = 1,3$ mm hergestellt werden (**Bild 7.5**).



Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$

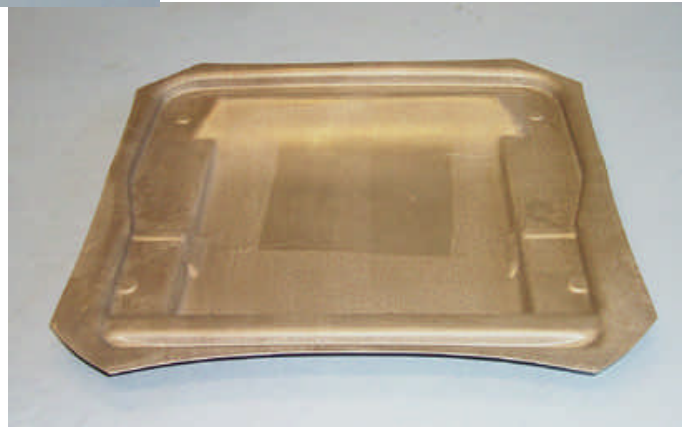


Bild 7.5: Sitzwanne aus der Mg-Legierung AZ31B, $s_0 = 1,3 \text{ mm}$, $T \approx 250 \text{ °C}$

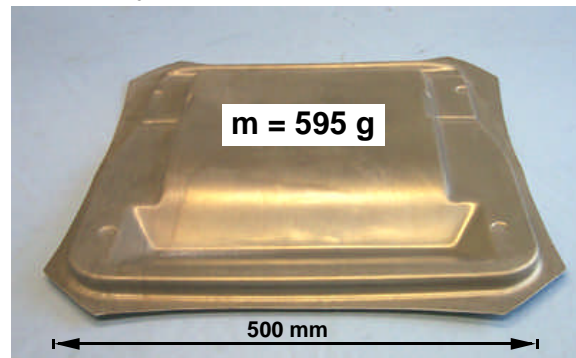
Untersuchungen mit der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 ergaben, daß die versagensfreie Herstellung des Bauteils bei Raumtemperatur nicht möglich war (Risse im Bereich der Bodenvertiefung und der Sicke). Erst bei einer Temperatur von $T = 250 \text{ °C}$ konnten Gutteile aus der Aluminiumlegierung gefertigt werden.

Die beschriebenen Untersuchungen haben gezeigt, daß die Herstellung von Praxisbauteilen aus der Magnesiumlegierung AZ31B möglich ist. Die notwendige Nacharbeit des für die Herstellung von Bauteilen aus Stahl ausgelegten Werkzeugs hat darüber hinaus aufgezeigt, daß das werkstoffspezifische Umformverhalten bei der Bauteil- und bei der Werkzeugkonstruktion zu berücksichtigen ist. Analog zu den heute im Bereich der Aluminiumumformung angewandten Gestaltungsrichtlinien müssen sich auch die spezifischen Werkstoffeigenschaften der Magnesiumlegierungen in einer angepaßten Werkzeugkonstruktion widerspiegeln.

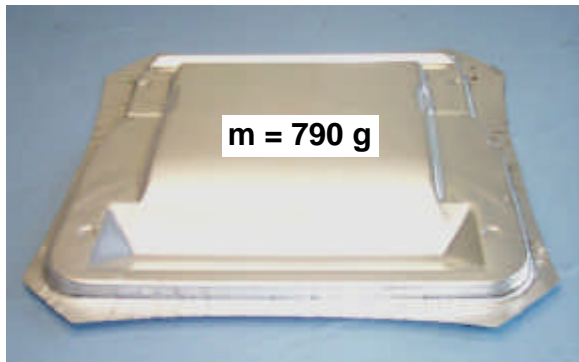
Bild 7.6 zeigt, daß durch die Verwendung von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen ein erhebliches Potential zur Gewichtsreduzierung erschlossen werden kann. Trotz der größeren Blechdicke zu den vergleichend dargestellten Bauteilen beträgt der Gewichtsvorteil gegenüber dem Aluminiumbauteil ca. 25 % und gegenüber dem Bauteil aus Stahl ca. 70 %. Hierbei ist zu berücksichtigen, daß bei einer Anwendung von Magnesiumbauteilen in der Praxis definierte Festigkeits- und Steifigkeitsanforderungen zu erfüllen sind, die aufgrund des geringeren

E-Moduls des Magnesiums zu größeren erforderlichen Blechdicken im Vergleich zu Aluminium- und Stahlbauteilen führen.

AZ31B, $s_0 = 1,3$ mm



AlMg4,5Mn0,4, $s_0 = 1,15$ mm



DC05, $s_0 = 1,0$ mm

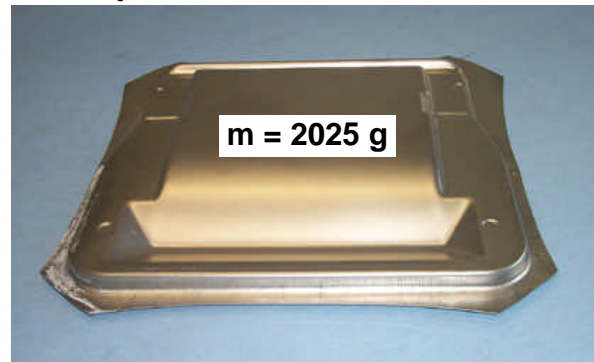


Bild 7.6: Aus verschiedenen Blechwerkstoffen hergestellte Sitzwannen

7.2 Prototypenfertigung von Bauteilen aus Magnesiumblech mit Kunststoffmatrizen

Für die Fertigung kleiner Losgrößen sind kostenintensive Stahlwerkzeuge, die für die Fertigung von großen Stückzahlen ausgelegt sind, unwirtschaftlich. Die bei der Umformung von Magnesiumblechen erforderliche Werkzeugtemperierung führt zu zusätzlichen Werkzeugkosten, die sich insbesondere bei der Herstellung kleinerer Serien sowie im Prototypenbau nachteilig auf die Wirtschaftlichkeit des Prozesses auswirken. Von *Frank* wurde gezeigt, daß sich Tiefziehwerkzeuge aus Kunststoff vorteilhaft zur Herstellung von Bauteilen in kleinen und mittleren Serien von bis zu 50.000 Teilen einsetzen lassen /Frank99/. Für die Umformung von Magnesiumblechen sollte daher gezeigt werden, inwieweit sich diese Werkzeugtechnologie zur Herstellung von Prototypenteilen einsetzen läßt. Hierzu wurde ein Werkzeugsatz, bestehend aus einem Stempel, einem beheizbaren Niederhalter sowie einer Matrize aus temperaturbeständigem Kunststoff zur Herstellung einer Abdeckhaube aus Magnesiumblech gefertigt /Dröder99b/.

Bild 7.7 zeigt die im Vollgußverfahren hergestellte Matrize. Bei dem verwendeten Kunststoff handelt es sich um ein mit Aluminiumpulver gefülltes Epoxidgießharz, das eine gute thermische Beständigkeit in dem für die Magnesiumumformung relevanten Temperaturbereich besitzt.



Bild 7.7: Kunststoffmatrize aus temperaturbeständigem Epoxidharz /Dröder99b/

Das Tiefziehwerkzeug wurde anschließend in eine hydraulische Tiefziehpresse mit Verdrängerziehkissen eingebaut (**Bild 7.8**). Der Stempel wurde auf dem Tisch der Presse fixiert und durch Wärmedämmplatten von der Presse thermisch entkoppelt. Die Erwärmung des Stempels auf 100 °C erfolgte manuell. Niederhalter und Matrize wurden ebenfalls mittels Dämmplatten von der Umformmaschine getrennt. Zur Beheizung des Niederhalters wurden

elektrische Heizpatronen verwendet. Die separate Beheizung der Matrize war bei diesem Werkzeugkonzept nicht erforderlich, da die Matrizenoberfläche beim Aufsetzen des beheizten Niederhalters infolge der geringen Wärmeleitfähigkeit des Kunststoffes innerhalb weniger Sekunden aufgeheizt wurde.

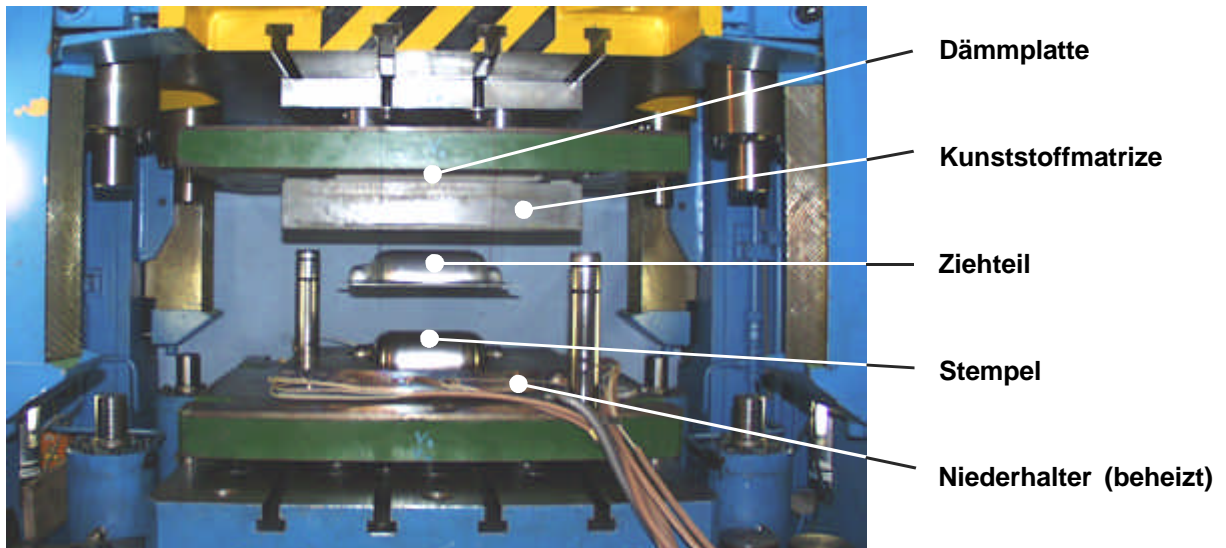


Bild 7.8: Eingebautes beheizbares Tiefziehwerkzeug mit Kunststoffmatrize /Dröder99b/

Mit dem beschriebenen Werkzeugsystem wurde die Magnesiumknetlegierung AZ31B in der Blechdicke von $s_0 = 1,0$ mm bei einer Werkzeugtemperatur von $T = 225$ °C umgeformt (**Bild 7.9**).

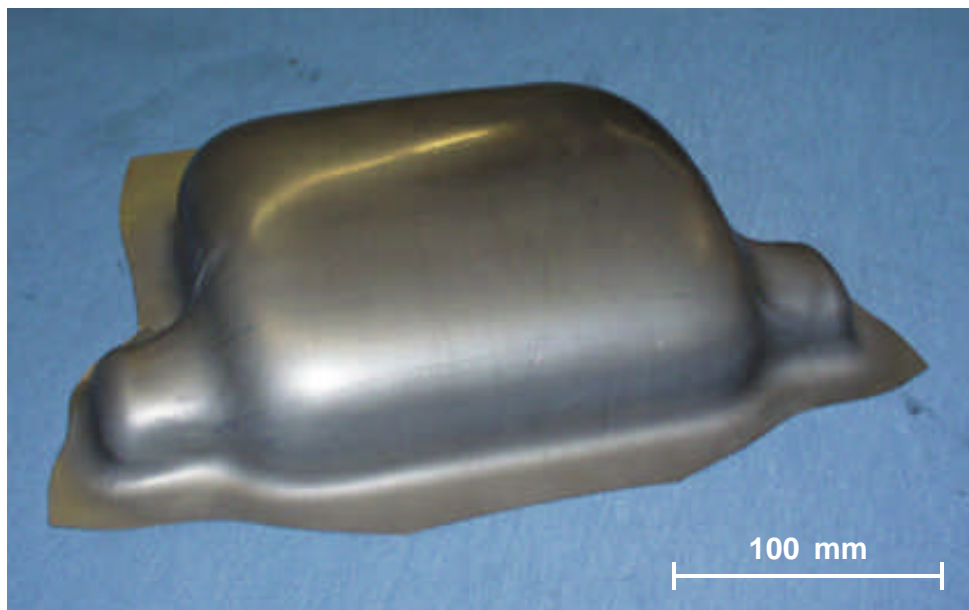


Bild 7.9: Abdeckhaube aus der Magnesiumlegierung AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm, $T = 225$ °C /Dröder99b/

Es konnte gezeigt werden, daß die temperierte Umformung von Magnesiumblechen unter Verwendung von Kunststoffmatrizen möglich ist. Diese Technologie bietet sich insbesondere für die Herstellung kleiner Stückzahlen an, da die Werkzeuge im Vergleich zu den konventionellen Verfahren schneller und preiswerter gefertigt werden können.

Zur Verdeutlichung der möglichen Gewichtsreduzierung bei der Verwendung von Magnesiumblechen im Vergleich zu herkömmlichen Blechwerkstoffen wurden mit dem beschriebenen Werkzeugsystemen Bauteile aus der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 sowie aus dem Tiefziehstahl DC05, beide in einer Blechdicke von $s_0 = 1,0$ mm, hergestellt.

Anhand der in **Bild 7.10** aufgeführten Ziehteilmassen wird das Potential von Magnesium zur Gewichtseinsparung deutlich.



Bild 7.10: Tiefziehteile aus unterschiedlichen Blechwerkstoffen; $s_0 = 1,0$ mm /Dröder99b/

Im Vergleich zu dem Stahlblech gleicher Blechdicke konnte das Gewicht entsprechend der Dichteunterschiede der Werkstoffe um ca. 75% reduziert werden. Gegenüber dem Aluminiumwerkstoff gleicher Blechdicke liegt eine Gewichtsersparnis von über 30 % vor.

Wie bereits erwähnt, sind bei der Betrachtung der möglichen Gewichtsreduzierung durch Substitution des Werkstoffes die geforderten Bauteileigenschaften zu berücksichtigen. Diese können zu einer stärkeren Dimensionierung des Bauteils bei Verwendung von Leichtbauwerkstoffen führen.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die Umformeigenschaften von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen untersucht. Neben der Charakterisierung der plastischen Werkstoffeigenschaften im einachsigen Zugversuch wurden die temperaturabhängigen Umformeigenschaften und Versagenserscheinungen unter Tief- und Streckziehbedingungen umfassend dargestellt. Aufbauend auf den Ergebnissen wurden optimierte Prozeßparameter für die Auslegung temperierter Umformprozesse für Magnesiumbleche ermittelt. Im Hinblick auf die praktische Umsetzung temperierter Blechumformprozesse wurden die werkzeug- und verfahrensseitigen Änderungen im Vergleich zur klassischen Blechumformung betrachtet. In diesem Zusammenhang wurde auch die Ausbreitung von Temperaturfeldern im thermodynamischen System „Werkzeug-Maschine“ untersucht. Am Beispiel eines Praxisbauteils wurde die praktische Anwendbarkeit der temperierten Umformung von Magnesiumblechen nachgewiesen.

Die Untersuchung der plastischen Werkstoffeigenschaften im einachsigen Zugversuch zeigt, daß die untersuchten Magnesiumknetlegierungen bereits bei Raumtemperatur vergleichsweise hohe Bruchdehnungen von bis zu 21,4 % (AZ31B) bei gleichzeitig guten Festigkeitseigenschaften im Vergleich zu der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 aufweisen. Temperierte Zugversuche mit Prüftemperaturen bis zu $T = 235 \text{ °C}$ zeigten darüber hinaus, daß sich das Werkstoffverhalten mit der Temperatur deutlich ändert. Neben einer erheblichen Zunahme der Bruchdehnungen mit steigender Temperatur ist bei den AZ-Legierungen eine deutliche Verminderung der senkrechten Anisotropie zu beobachten. Bei erhöhten Temperaturen zeigen die untersuchten Magnesiumknetlegierungen zudem eine deutliche Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von der Umformgeschwindigkeit.

Bei Temperaturen oberhalb von $T = 200 \text{ °C}$ und großen Formänderungen führen thermisch aktivierte Entfestigungsvorgänge zu einem Abfall der Fließspannung. Es wurde gezeigt, daß die mathematische Beschreibung der Fließspannungen in Abhängigkeit der relevanten Parameter „Umformgrad“, „Umformgeschwindigkeit“ und „Umformtemperatur“ durch einen Potenzproduktansatz mit hoher Genauigkeit möglich ist.

Die Untersuchungen zum Tiefziehen zeigen die sehr guten Umformeigenschaften von Magnesiumknetlegierungen bei temperierter Prozeßführung. Mit der Legierung AZ31B wurde bei einer Temperatur von $T = 200 \text{ °C}$ ein Grenzziehverhältnis von $\beta_{0,\max} = 2,52$ erreicht. Im Temperaturbereich von $T = 150 \dots 250 \text{ °C}$ lagen die Grenzziehverhältnisse der Legierung AZ31B höher als die der vergleichend untersuchten Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4. Die Untersuchung des Geschwindigkeitseinflusses zeigt, daß das erreichbare Grenzziehverhältnis der untersuchten Magnesiumlegierungen im Vergleich zu der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 mit zunehmender Ziehgeschwindigkeit stärker abnimmt.

Die Untersuchungen zum Streckziehen von Magnesiumknetlegierungen haben ergeben, daß die Streckziehfähigkeit mit steigender Temperatur zunimmt. In Tiefungsversuchen wurde

nachgewiesen, daß sich mit der Magnesiumlegierung AZ31B im Temperaturbereich von $T = 150 \dots 300 \text{ }^\circ\text{C}$ ähnliche maximale Streckziehtiefen erreichen lassen wie mit der Aluminiumlegierung AlMg_{4,5}Mn_{0,4}. Während die Magnesiumlegierung AZ61B vergleichsweise schlechte Streckzieheigenschaften besitzt, steigt die maximal erreichbare Streckziehtiefe der Legierung MN150 mit zunehmender Temperatur erheblich an.

Um eine optimierte Auslegung temperierter Blechumformprozesse zu ermöglichen, wurden die erforderlichen werkzeug- und verfahrensseitigen Änderungen im Vergleich zur Umformung bei Raumtemperatur aufgezeigt. Die Temperierung des Umformwerkzeugs bestimmt bei der Umformung von Magnesiumblechen maßgeblich die Prozeßgrenzen. Eine zu hohe Stempeltemperatur führt aufgrund der herabgesetzten Festigkeit des anliegenden Blechwerkstoffes zu einer geringeren übertragbaren Kraft und somit zu geringeren Grenzziehverhältnissen.

Die geringere Festigkeit des erwärmten Blechwerkstoffes führt im Vergleich zur konventionellen Prozeßführung weiterhin zu einer deutlichen Reduzierung der erforderlichen Niederhalterpressung. Mittels eines modifizierten Berechnungsansatzes nach *Siebel* konnten die zur Unterdrückung der Faltenbildung erforderlichen Niederhalterkräfte in guter Näherung rechnerisch ermittelt werden.

Mittels Thermographie-Messungen wurde die Ausbreitung der Wärme innerhalb des Tiefziehwerkzeugs sowie der Wärmeübergang im thermodynamischen System „Werkzeug-Maschine“ untersucht. Die kontinuierliche Erwärmung des Maschinenstößels trotz Einsatz von Wärmedämmplatten zeigt, daß die Wärmeübertragung infolge Konvektion bei der thermischen Entkopplung von Umformwerkzeug und –maschine zu berücksichtigen ist.

Auf Basis der in den beschriebenen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse wurde ein Praxiswerkzeug zur Herstellung einer Sitzschale für einen Fahrzeugsitz, welche konventionell aus Stahlblech hergestellt wird, für das temperierte Tiefziehen umgebaut. Nach Anpassung des Ziehspalts sowie geringfügigen Modifikationen konnten fehlerfreie Ziehteile aus der Magnesiumlegierung AZ31B hergestellt werden.

Die Untersuchungen haben somit gezeigt, daß die temperierte Umformung von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen zur Herstellung Praxisbauteilen möglich ist. Der temperierte Blechumformprozeß stellt daher ein interessantes Verfahren zur Herstellung großflächiger Leichtbauteile aus Magnesiumlegierungen für die Automobilindustrie dar.

Eine wesentliche zukünftige Aufgabe besteht darin, die Verfügbarkeit von Magnesiumfeinblechen in verschiedenen Qualitäten für unterschiedliche Anwendungen zu gewährleisten. Hierzu sind umfangreiche Forschungsarbeiten auf den Gebieten der Legierungsentwicklung und Halbzeuherstellung erforderlich. Die industrielle Akzeptanz der temperierten Umformung von Magnesiumblechen wird nicht zuletzt davon abhängen, welche Fertigungstechniken für die gesamte Verarbeitungskette zur Verfügung stehen. Hier wird auch der Untersuchung und Entwicklung geeigneter Fügeverfahren für Bauteile aus Magnesiumfeinblechen zukünftig eine besondere Bedeutung zukommen.

9 Literaturverzeichnis

1. /Barnes92/ Barnes, L.T.:
Rolled Magnesium Products
Proceedings of the 49th Annual World Conference,
International Magnesium Association, 1992
2. /Barnes94/ Barnes, W. A.; Barnes, L. T.:
The Potential of Cast and Wrought Magnesium Components
Working Together in Automotive Applications,
Proceedings, 51st Annual World Conference, International
Magnesium Association, 1994
3. /Barrett76/ Barrett, D. J.:
Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures – a New Press
Design
Sheet Metal Industries 53, 1976
4. /Bauccio93/ Bauccio, M. et. al. (Ed.):
ASM Metals Reference Book, 3rd Edition
American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1993
5. /Becker99/ Becker, J.; Fischer, G.:
Strangpreß- und Schmiedeerzeugnisse aus Magnesium – sicheres
und leistungsfähiges Halbzeug für den Leichtbau
Tagungsband zum 16. Umformtechnischen Kolloquium
Hannover, 25./26. Februar 1999
6. /Beißwänger50/ Beißwänger, H.:
Warmziehen von Leichtmetallblechen
Mitteilungen der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung
Nr. 27, August 1950
7. /Boyer86/ Boyer, H. E.; Gall, T. L. (Ed.):
Metals Handbook® Desk Edition, American Society for Metals,
Metals Park, Ohio 44073, 1986

8. /Brand98/ Brand, A. J.:
Modellierung der Gefügeentwicklung bei der Warmumformung
von Aluminiumlegierungen mit Hilfe phänomenologischer und
metallphysikalischer Ansätze
Dissertation, RWTH Aachen, März 1998
9. /Brandes92/ Brandes, E. A.; Brook, G. B. (Ed.):
Smithells Metals Reference Book, 7th Edition,
Butterworth-Heinemann Ltd, 1992
10. /Busk87/ Busk, R. S. (Ed.):
Magnesium Products Design
International Magnesium Association,
Marcel Dekker, Inc., New York and Basel, 1987
11. /Chabbi98/ Chabbi, L.:
Umformbarkeit von Magnesiumwerkstoffen
Tagungsband zur Sächsischen Fachtagung Umformtechnik,
26./27. November 1998
12. /Chapman63/ Chapman, J. A.:
Ph.D. Thesis, University of Birmingham, 1963
13. /Chaudhuri55/ Chaudhuri, A. R.; Chang, H. C.; Grant, N. J.:
Creep Deformation of Magnesium at Elevated Temperatures by
Nonbasal Slip, Journal of Metals, May 1955, S. 682
14. /Daeyong94/ Daeyong, L.:
Recent Innovations in Sheet Material Forming
Journal of Material Processing Technology 46 (1994), S. 333-349
15. /Dart76/ Dart, A.:
Rubber-Bolster Press-Work
Machinery and Production Engineering 128 (1976), S. 466-471
16. /DIN 1725-1/ DIN 1725, Teil 1: Aluminiumlegierungen – Knetlegierungen
Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1983
17. /DIN 1729-1/ DIN 1729, Teil 1: Magnesiumlegierungen – Knetlegierungen
Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1982

18. /DIN 4768/ DIN 4768: Ermittlung der Rauheitskenngrößen R_a , R_z , R_{max} mit elektrischen Tastschnittgeräten
Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1990
19. /Doege63/ Doege, E.:
Untersuchung über die maximal übertragbare Stempelkraft beim Tiefziehen rotationssymmetrischer Teile
Dr.-Ing. Dissertation, Berlin, 1963
20. /Doege76/ Doege, E.:
Wichtige Einflußgrößen beim Tiefziehen
wt.-Z. ind. Fertig. 66 (1976) 11, S. 615-619
21. /Doege92/ Doege, E.; Papke, M.:
DFG Forschergruppe "Herstellung, Verarbeitung und Prüfung von Superleichtlegierungen auf MgLi-Basis"
DFG Arbeitsbericht, Ha 1213/28-1, Teilprojekt III, 1990 – 1992
22. /Doege97/ Doege, E.; Janssen, S.:
Präzisionsschmieden von Bauteilen aus Magnesiumlegierungen
Ingenieur-Werkstoffe, 6 (1997) 2, S. 42-45
23. /Doege99/ Doege, E.; Dröder, K.:
Sheet Metal Forming of Magnesium Wrought Alloys –
Formability and Process Technology
Tagungsband zur SheMet `99, 7th Int. Conf. on Sheet Metal,
University of Erlangen-Nuremberg, 27.-28. September 1999
24. /Donaldson73/ Donaldson, E. G.:
Cast High-Duty Iron Tooling for Sheet Metal Work
Sheet Metal Ind. 50 (1973), S. 498-506
25. /DOW84/ N.N.:
Fabricating Magnesium
The DOW Chemical Company, 1984
26. /Dörner93/ Dörner, K. H.:
Aluminium und Automobil – eine Partnerschaft mit Perspektive
Aluminium, 69 (1993) 10, S. 879-882

-
27. /Draugelates96/ Draugelates, U.; Bouaifi, B.; Bartzsch, J.:
Verarbeitung neuzeitlicher Magnesiumwerkstoffe
Tagungsband zum 15. Umformtechnischen Kolloquium
Hannover, 29.Februar/01.März 1996
28. /Dröder99a/ Dröder, K.; Janssen, S.:
Forming of Magnesium Alloys – A Solution for Light Weight
Construction
Tagungsband zur IBEC `99, Detroit, Michigan, USA,
28.-30. September 1999
29. /Dröder99b/ Dröder, K.; Frank, C.:
Kunststoffwerkzeug für Prototypenteile aus Magnesiumfeinblech
Bänder Bleche Rohre, 40 (1999) 5, S. 28-30
30. /Dutschke58/ Dutschke, W.:
Grundlagen des Tiefziehens nicht rotationssymmetrischer Teile
Dissertation, TH Stuttgart, 1958
31. /Emley66/ Emley, E. F.:
Principles of Magnesium Technology
Pergamon Press, Oxford, London, 1966
32. /Frank99/ Frank, C.:
Kunststoff als Werkzeugwerkstoff für das Tiefziehen von
Feinblechen
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Hannover, 1999
33. /Garber93/ Garber, F.:
Magnesium – Schwierigkeiten überwunden, neue Chancen im
Blick
Metall, 47 (1993) 6, S. 574-577
34. /Geleji61/ Geleji, A.:
Bildsame Formgebung der Metalle in Rechnung und Versuch
Akademie Verlag, Berlin 1961, S. 689-726
35. /Gillespie66/ Gillespie, R. G.:
Hot Deep Drawing – Brooks and Perkins Experience
Metalscope 11 (1966), S. 1-8

36. /Haas94/ Haas, J.; Klein, F.:
Der Wärmehaushalt beim Warmkammerdruckgießprozeß – Auswirkung von Beheizung und Isolierung von Form und Mundstück
Gießerei-Praxis Nr. 23/24 (1994), S. 542-549
37. /Haferkamp92/ Haferkamp, H.; Doege, E.; Papke, M.; Juchmann, P.:
Magnesium-Lithium Superlight Alloys and their Processing by Powder Forging
Tagungsband zum Seminar „Präzisionsschmieden“, Taidchung, Taiwan, ROC, S. 3-1/3-9, Oktober 1992
38. /Haferkamp94/ Haferkamp, H.; Bohling, P.; Juchmann, P.:
Hart wie Stahl – leichter als Aluminium
Transfer, Nr. 9 (1994), S. 18-20
39. /Haferkamp96/ Haferkamp, H.; Bach, F.-W.; Bohling, B.; Juchmann, P.:
Production, Processing and Properties of Lithium-containing Mg-Alloys
Tagungsband zur 3rd International Magnesium Conference, Manchester, U.K., 10.-12. April 1996
40. /Hauser58/ Hauser, F. E.; Landon, P. R.; Dorn, J. E.:
Trans. ASM, 1958, S. 50
41. /Heller92/ Heller, C.:
Umformen von Aluminiumblechen bei erhöhten Temperaturen
Dr.-Ing. Dissertation, TH Darmstadt, 1992
42. /Hensel86/ Hensel, A.; Spittel, T.:
Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren
Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1986
43. /Heuel92/ Heuel, O.:
Optimierung der Werkzeugtemperatur durch richtige Auslegung und Installation der Temperiersysteme
Der Stahlformenbauer, 1 (1992)
44. /Hill86/ Hill, V. L.:
Magnesium Extrusions Solve Design Puzzles
Metal Progress, 6 (1986), S. 55-58

-
45. /Hydro97/ Hydro Magnesium:
Magnesium in Automotive – An Environmentally Sound
Solution
Firmenbroschüre, Juli 1997
46. /Kaftanoglu80/ Kaftanoglu, B.:
Plastic Analysis of Flange-Wrinkling in Axisymmetrical Deep-
Drawing
Tagungsband zur 21. International Machine Tool Design and
Research Conference, Swansea, 1980
47. /Kainer92/ Kainer, K. U.:
Strangpressen von kurzfaserverstärkten Magnesiumverbund-
werkstoffen
Umformtechnik 27(1992) 2, S. 116-121
48. /Kainer97/ Kainer, K. U.:
Squeeze-Casting von Magnesiumlegierungen
Tagungsband zum DGM-Seminar „Magnesium – Eigenschaften,
Anwendungen, Potentiale“, Clausthal-Zellerfeld, 29.-31.10.1997
49. /Kehler95/ Kehler, H.; Bode, R.; Haddenhorst H.:
Partikelverstärkte Leichtmetalle
Metall, 49 (1995) 3, S. 191-195
50. /King90/ King, H. F.:
New Advanced Magnesium Alloys
Magnesium Elektron Limited
Adv. Mat. Techn. Int., 1990, S. 12-19
51. /Körner98/ Körner, E.; Meyer, A.:
Fertigungseinrichtungen zum Halbwarmumformen
Umformtechnik 1 (1988), S. 16-20
52. /Kursetz74/ Kursetz, E.:
Die Anwendung von Wärme bei der Herstellung von Blechform-
teilen aus schwer umformbaren Werkstoffen
Bänder Bleche Rohre, 5 (1974), S. 200-205

53. /Lange76/ Lange, E.:
Tiefziehen von Feinblechen ist temperaturabhängig - Die
Bedeutung von Kennwerten und Verfahren zur Beurteilung des
Umformverhaltens beim Tiefziehen von Feinblechen, Teil II
Bänder Bleche Rohre 1 (1976), S. 9-12
54. /Mabuchi97/ Mabuchi, M.; Asahina, T.; Iwasaki, H.; Higashi, K.:
Experimental Investigation of Superplastic Behaviour in
Magnesium Alloys
Materials Science and Technology, 13 (1997), S. 825-831
55. /Meier86/ Meier, M. E.:
Die Faltenbildung im Flansch von rotationssymmetrischen
Tiefziehteilen
Dissertation, ETH Zürich, 1986
56. /MEL99/ MAGNESIUM ELEKTRON Test-Report, März 1999
57. /Menges91/ Menges, G.; Mohren, P.:
Spritzgießwerkzeuge - Anleitung um Bau von
Spritzgießwerkzeugen
Hanser Verlag München Wien, 1991
58. /Mertz99/ Mertz, A.:
Karosserie-Strukturen aus Strangpressprofilen und Mg-Druckguß
Tagungsband zum Seminar „Fortschritte mit Magnesium im
Automobilbau“, Bad Nauheim, 11./12. Februar 1999
59. /Mordike97/ Mordike, B. L.; v. Buch, F.:
Stand der Technik und Entwicklungspotentiale von Magnesium
und seinen Legierungen
DGM-Seminar „Magnesium – Eigenschaften, Anwendungen,
Potentiale“, Clausthal-Zellerfeld, 29.-31. Oktober 1997
60. /Morris77/ Morris, L. R.; George, R.A.:
Warm Forming High Strength Aluminium Automotive Parts
Society of Automotive Engineers, Int. Automotive Congress and
Exposition, Detroit, 28. Februar - 04. März 1977

-
61. /N.N.74/ New Hot Forming Process has Great Potential
Metal Stamping 8 (1974), S. 3-5
62. /N.N.77/ Cooled Punch Sharply Improves Drawability
Metal Stamping 11 (1977), S. 6-7
63. /N.N.78/ Warm-Forming: Hopeful New Process For Aluminum Parts
Automotive Design and Development
Chrysler's Sheet Metal Engineering, July 1978
64. /N.N.94a/ Neue Materialien als Schlüssel für Innovationen
BMFT-Förderprogramm MaTech
Metall, 48 (1994) 10, S. 754-757
65. /N.N.94b/ Weltproduktion von Magnesium
Metall, 48 (1994) 6, S. 442
66. /Oehler73/ Oehler, G.:
Probleme der Blechumformung
Fertigungstechnik und Betrieb 23 (1973) 12
57. /Pankert86/ Pankert, R.:
Neue Werkstoffe in der Fahrzeugtechnik
wt.-Z. ind. Fertigung, 75 (1986), S. 683-689
68. /Polmear94/ Polmear, I. J.:
Magnesium Alloys and their Applications
Materials Science and Technology, 10 (1994) 1
69. /Rao82/ Rao, K.P.; Doraivelu, S.M.; Gopinathan, V.:
Flow Curves and Deformation of Materials at Different
Temperatures and Strain Rates
J. of Mechanical Working Technology, 6 (1982), S. 63-88
70. /Ratke83/ Ratke, L.; Welch, P. I.:
The Questionability of Empirical Work-Hardening Laws
Metallkunde, 74 (1983), S. 226-232
71. /Raynor59/ Raynor, G. V.:
The Physical Metallurgy of Magnesium and Its Alloys
Pergamon Press, London, 1959

72. /Reed-Hill57/ Reed-Hill, R. E.; Robertson, W. D.:
Deformation of Magnesium Single Crystals by Nonbasal Slip
Journal of Metals, 9 (1957) 4, S. 496-502
73. /Reed-Hill58/ Reed-Hill, R. E.; Robertson, W. D.:
Pyramidal Slip in Magnesium
Society of AIME-Trans., V. 212, 1958, S.256
74. /Reihle61/ Reihle, M.:
Verfahren zur Ermittlung der Fließkurve von Stahl aus der
Gleichmaßdehnung
Blech, Nr. 11 (1961), S. 828-833
75. /Roberts60/ Roberts, C. S.:
Magnesium and its Alloys
Wiley, New York, 1960
76. /Schey70/ Schey, J. A. (Ed.):
Metal Deformation Processes – Friction and Lubrication
Marcel Dekker Inc., New York, 1970
77. /Schichtel54/ Schichtel, G.:
Magnesium-Taschenbuch
VEB Verlag Technik Berlin, 1954, Seite63
78. /Schmoeckel94/ Schmoeckel, D.:
Temperaturgeführte Prozeßsteuerung beim Umformen von
Aluminiumblechen
EFB-Forschungsbericht Nr. 55, 1994
79. /Schmoeckel95/ Schmoeckel, D.; Liebler, B.C.; Speck, F.-D.:
Grundlagen und Modellversuche - Temperaturgeführter Stofffluß
beim Tiefziehen von Al-Blech
Bänder Bleche Rohre 36 (1995) 6, S.14-21
80. /Semiatin88/ Semiatin, S. L. et. al. (Ed.):
Metals Handbook, 9th Edition, Vol. 14, Forming and Forging,
American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1988

81. /Senior56/ Senior, B. W.:
Flange Wrinkling in Deep-Drawing Operations
Journal of Mechanics and Physics of Solids, No. 4, 1956
82. /Siebel40/ Siebel, G.:
Technology of Magnesium and its Alloys (Ed. Beck)
Hughes, London, 1940
83. /Siebel53/ Siebel, E.:
Über die Faltenbildung beim Tiefziehen
Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft
Blechverarbeitung Nr. 4, Februar 1953
84. /Siebel54/ Siebel, E.:
Der Niederhalterdruck beim Tiefziehen
Stahl und Eisen 74 (1954), S. 155-158
85. /Siegert91/ Siegert, K.; Werle, Th.; Hojas, M.; Kühlein, W.:
Superplastische Aluminiumbleche – Verarbeitung mit
numerischen Pressen
Metall, 45 (1991) 4
86. /Solberg91/ Solberg, J. K. et. al.:
Superplasticity in Magnesium Alloy AZ91
Materials Science and Engineering, A134,1991
87. /Speckenheuer92/ Speckenheuer, G.:
Druckgießwerkzeuge – Steuerung des Wärmehaushaltes mit
Temperaturregelgeräten
Der Formenbauer, (1992), Heft 2
88. /Spittel89/ Spittel, T., Spittel, M.:
Mathematische Modellierung verfahrensunabhängiger
Kenngrößen der Umformtechnik
Neue Hütte, 34 (1989) 1
89. /Stock95/ Stock, G.:
Alternative Verfahren zur Verbesserung des Tiefziehergebnisses
auf einfachwirkenden Pressen
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Hannover, 1995

90. /Sugamata87/ Sugamata, M.; Kaneko, J.; Usagawa, H.; Suzuki, M.:
Effect of Forming Temperature on Deep Drawability of
Aluminum Alloy Sheets
Advanced Technology of Plasticity, 11 (1987), S. 1275-1281
91. /Taylor69/ Taylor, L.; Boyer, H. E.; Durand, E. A. et. al. (Ed.):
Metals Handbook 8th Edition, Volume 4,
American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, 1969
92. /Tilman82/ Tilman, M. M.; Neumeier, L. A.:
Superplasticity in Commercial and Experimental Compositions
of Magnesium Alloy Sheet
Report of Investigation 8662, Bureau of Mines, 1982
93. /Tönshoff97/ Tönshoff, H. K., Winkler, J.:
Spanende Bearbeitung von Magnesiumlegierungen
DGM-Seminar „Magnesium – Eigenschaften, Anwendungen,
Potentiale“, Clausthal-Zellerfeld, 29.-31. Oktober 1997
94. /Ullmann90/ Ullmann`s Encyclopedia of Industrial Chemistry
Vol. A15, Magnesium / Magnesium Alloys
VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim, S. 559 – 593, 1990
95. /Valiev91/ Valiev, R. Z.; Krasilnikov, N. A.; Tsenev, N. K.:
Plastic Deformation of Alloys with Submicron-Grained Structure
Materials Science and Engineering, A137, S. 35-40, 1991
96. /Valiev93/ Valiev, R. Z.; Korznikov, A. V.; Mulyukov, R.R.:
Structure and Properties of Ultrafine-Grained Materials Produced
by Severe Plastic Deformation
Materials Science and Engineering, A168, S. 141-148, 1993
97. /Wagner98/ Wagner, L.:
Neuartige Magnesiumbleche für die Leichtbauindustrie
Bänder Bleche Rohre, 39 (1998) 11, S. 28-29
98. /Weck97/ Weck, M.; Marpert, M.:
Anforderungen neuer Werkstoffe an die Werkzeugmaschine
VDI-Z 137 (1997) 4

99. /Wilkinson41/ Wilkinson, R. G.; Winter, D. B.:
Deep Drawing and Pressing of Magnesium Alloy Sheet
Sheet Metal Industries, 15 (1941) 8, S. 1039-1042
100. /Willekens99/ Willekens, J. M. A.:
Magnesium – Verfügbarkeit, Markttendenzen, Preisentwicklung
DGM-Seminar „Magnesium – Eigenschaften, Anwendungen,
Potentiale“, Clausthal-Zellerfeld, 05.-07. Mai 1999
101. /Winkler45/ Winkler, J. V.:
Magnesium Alloy Fabrication
Metal Industry (London), V. 66, No. 14-17, April 1945
102. /Winkler94/ Winkler, P.-J.; Kellerer, H.:
Metallische Leichtbau-Werkstoffe für die Verkehrstechnik –
Stand und Perspektiven
Tagungsband zum Symposium Materialforschung – Neue
Werkstoffe, 02.-04. November 1994
103. /Witthüser80/ Witthüser, K.-P.:
Untersuchung von Prüfverfahren zur Beurteilung der Reibungs-
verhältnisse beim Tiefziehen
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Hannover, 1980
104. /Yang92/ Yang, H.S.; Zelin, M.G.; Valiev, R.Z.; Mukherjee, A.K.:
High Temperature Deformation of a Magnesium Alloy with
Controlled Grain Structures
Materials Science and Engineering, A158,1992
105. /Yu82/ Yu, T. X.; Johnson, W.:
The Buckling of Annular Plates in Relation to the Deep-Drawing
Process
J. Mech. Sci., 24 (1982) 3, S. 175-188
106. /Zhao-Min88/ Zhao-Min; Chen-Puquan:
A Complex Mechanism for Superplastic Deformation of
Magnesium and Alloys
Konferenz-Einzelbericht: Superplasticity and Superplastic
Forming, 1988

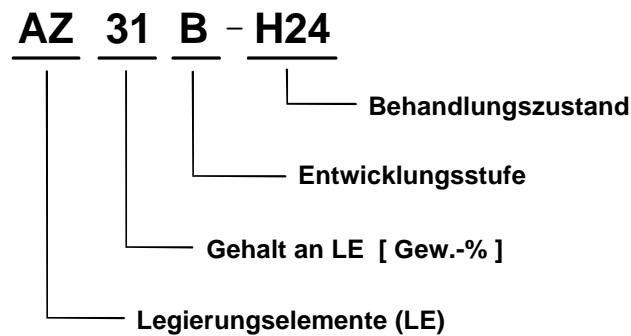
107. /Züнкler85/ Züнкler, B.:
Zur Problematik des Blechhalterdruckes beim Tiefziehen
Blech Rohre Profile 32, S. 323-326, 1985

10 Anhang

Anhang 3.1: Bezeichnung von Magnesiumlegierungen nach ASTM-Norm

Weltweit hat sich die Kennzeichnung von Magnesiumlegierungen nach der amerikanischen ASTM-Norm durchgesetzt. Die Legierungen werden hierbei durch einen Kurzbuchstaben der Hauptlegierungselemente, gefolgt von deren gerundeten Gehalten in Gewichtsprozent gekennzeichnet. Anschließend kann die Angabe der Entwicklungsstufe sowie des Behandlungszustands der Legierung folgen.

Beispiel:



a) Legierungselemente:

Buchstabe	Legierungselement
A	Aluminium
B	Wismut
C	Kupfer
D	Cadmium
E	Seltene Erden (Rare Earth)
F	Eisen
H	Thorium
K	Zirkonium
L	Lithium
M	Mangan

Buchstabe	Legierungselement
N	Nickel
P	Blei
Q	Silber
R	Chrom
S	Silizium
T	Zinn
W	Yttrium
Y	Antimon
Z	Zink

b) Gehalt an Legierungselementen:

Gerundeter Gehalt des jeweiligen Legierungselemente in Gewichtsprozent.

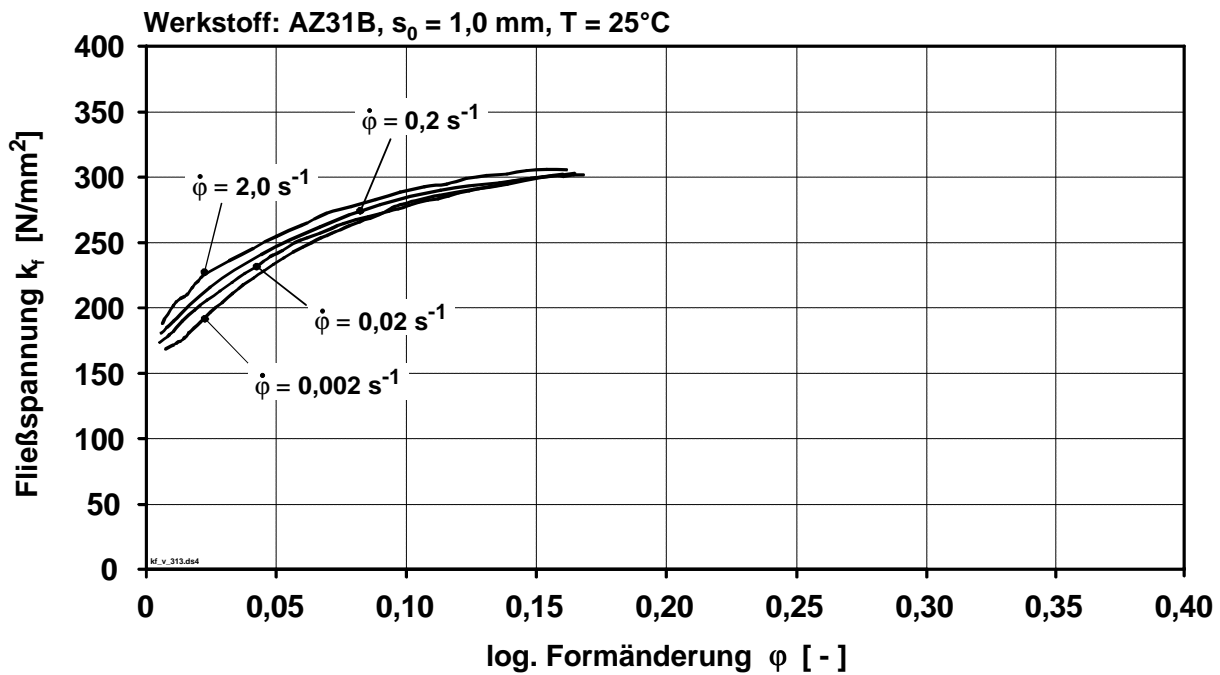
c) Entwicklungsstufe:

Die Entwicklungsstufe der jeweiligen Legierung wird durch die Buchstaben A, B, C, D,... gekennzeichnet. Der Buchstabe X weist die Legierung als Experimentallegierung aus.

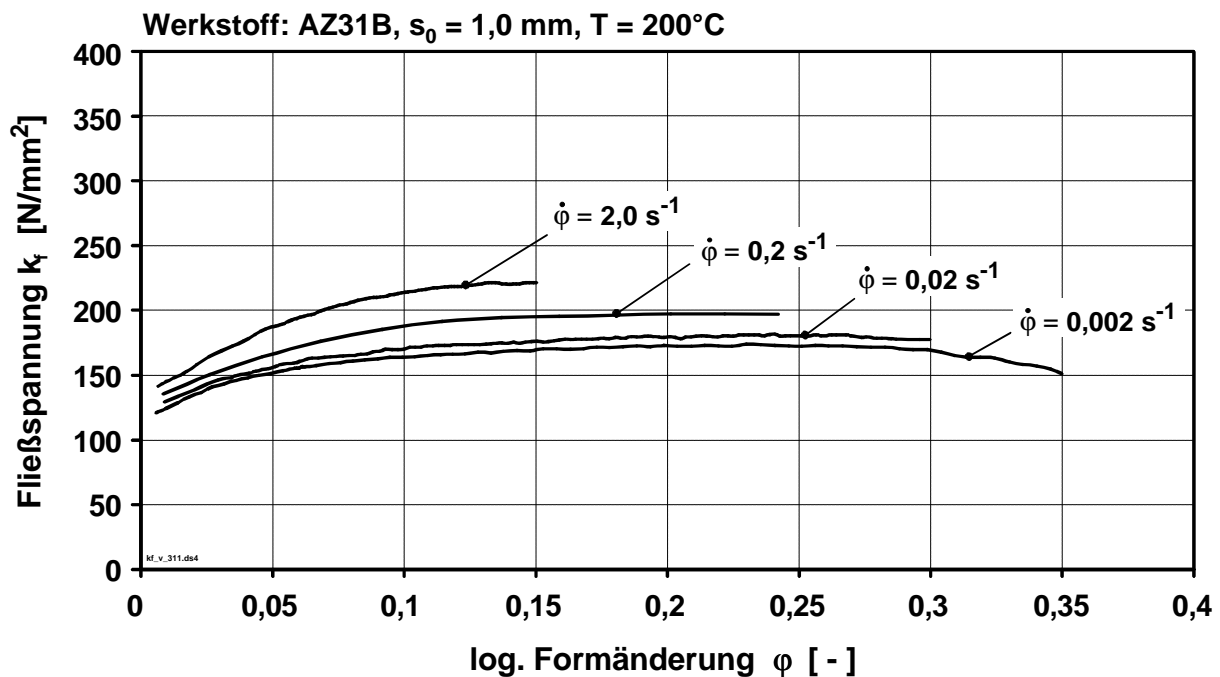
d) Behandlungszustand

F	unbehandelt (Wärmebehandlung vorgesehen)
O	rekristallisationsgeglüht
H	<p>verfestigt</p> <p>H 1 X: nur durch Verformung verfestigt</p> <p>H 2 X: verfestigt und anschließend geglüht</p> <p>H 3 X: verfestigt und anschließend bei geringer Temperatur geglüht, um die Duktilität zu erhöhen</p> <p>X = 0...8 (0 = weichgeglüht, 8 = möglichst hohe Härte)</p>
W	lösungsgeglüht und bei RT ausgehärtet (zusätzlich: Angabe der Aushärtedauer)
T	<p>wärmebehandelt, um andere Eigenschaften als unter F, O, H, W zu erhalten</p> <p>T 1: aus der Formgebungstemperatur (z.B. Gießen) an Luft abgekühlt</p> <p>T 2: geglüht, um Duktilität zu steigern (nur bei Gußteilen)</p> <p>T 3: lösungsgeglüht und dann kaltumgeformt</p> <p>T 4: lösungsgeglüht und an Luft abgekühlt</p> <p>T 5: aus der Formgebungstemperatur abgekühlt und dann vergütet</p> <p>T 6: lösungsgeglüht und dann vergütet</p> <p>T 7: lösungsgeglüht und dann gefügestabilisiert</p> <p>T 8: lösungsgeglüht, kaltumgeformt und dann vergütet</p> <p>T 9: lösungsgeglüht, vergütet und dann kaltumgeformt</p> <p>T 10: aus der Formgebungstemperatur abgekühlt, vergütet und dann kaltumgeformt</p>

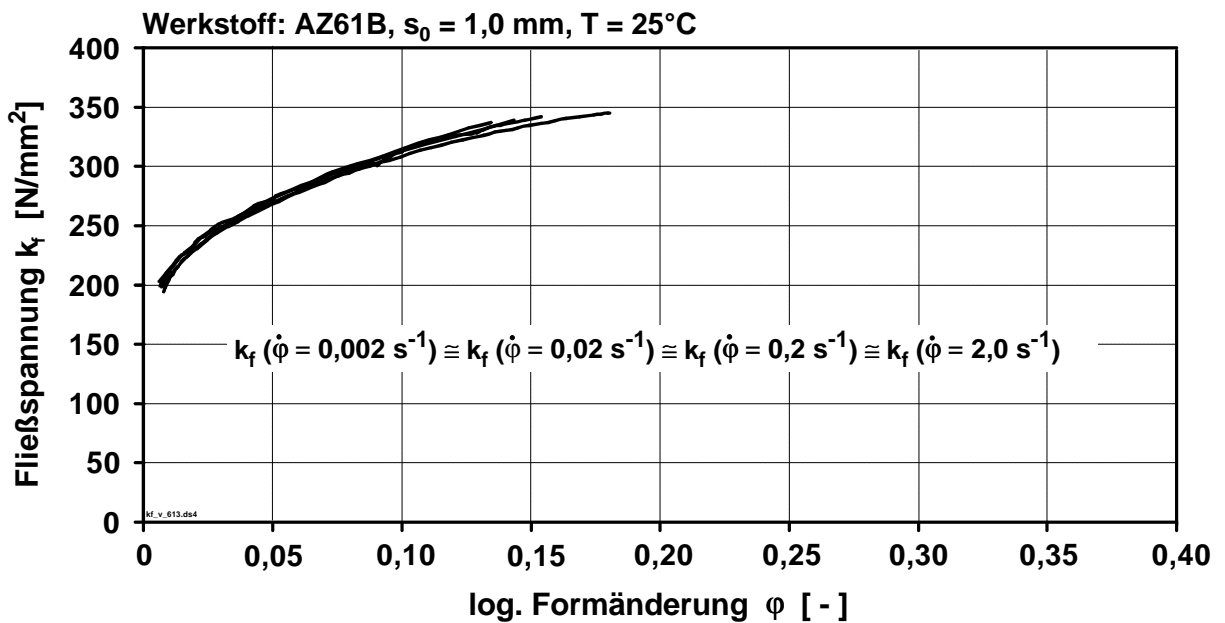
Anhang 4.1: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 25^\circ\text{C}$



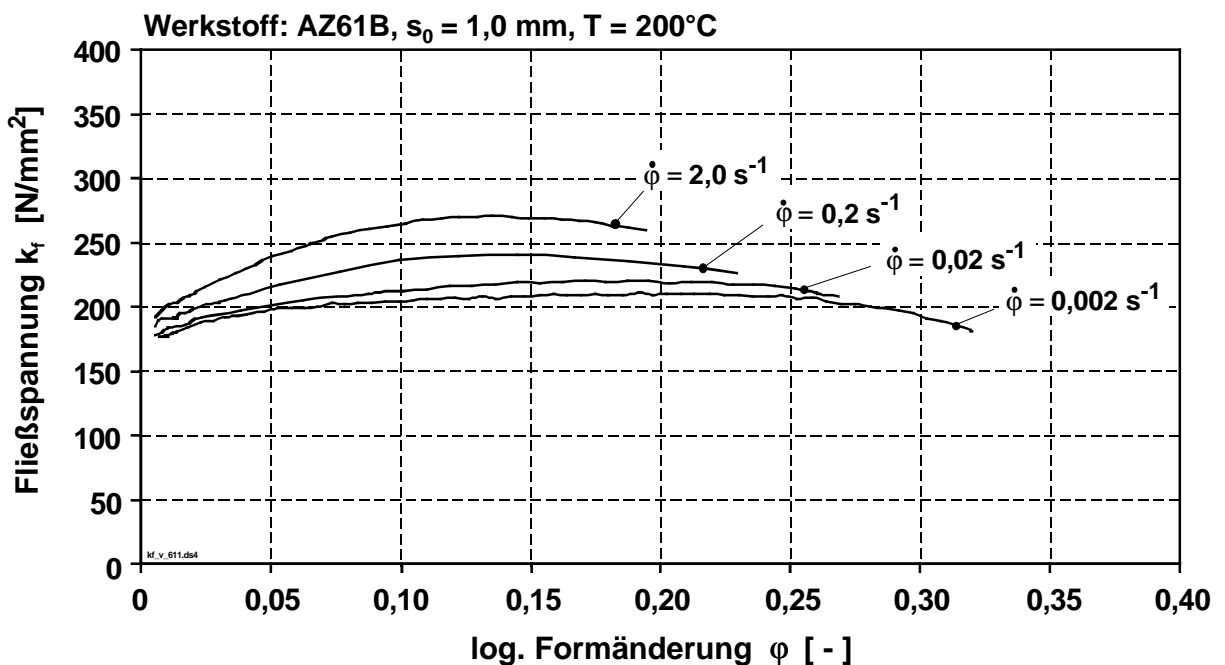
Anhang 4.2: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AZ31B, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 200^\circ\text{C}$



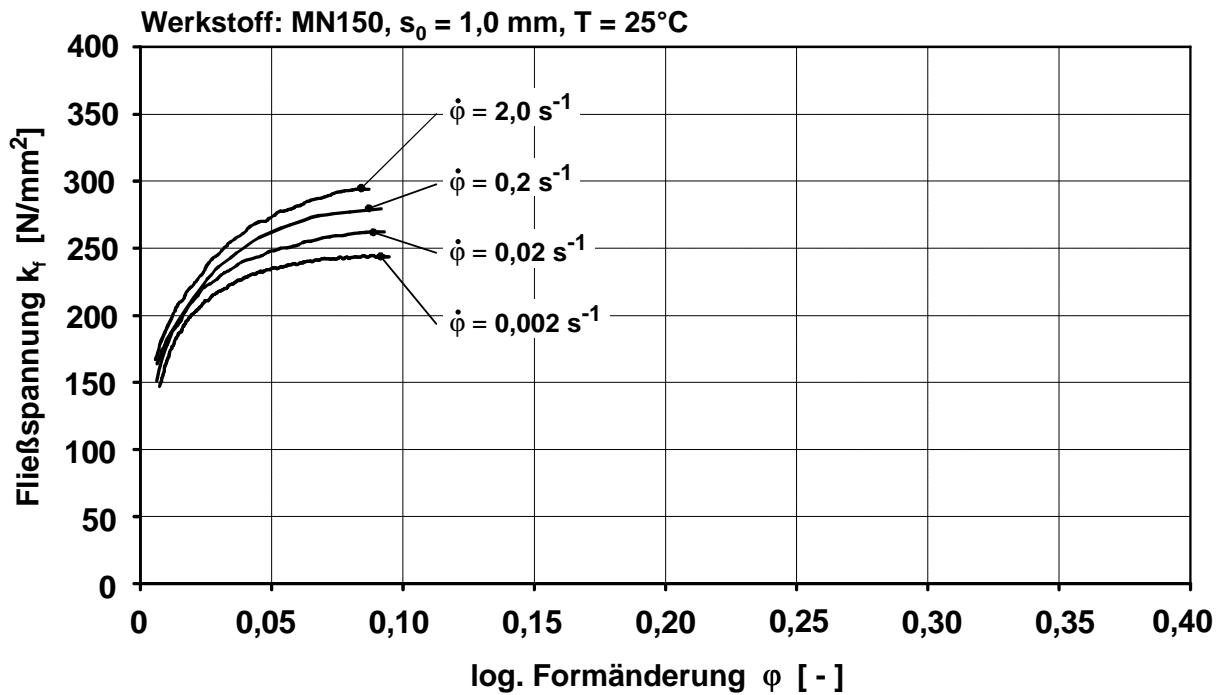
Anhang 4.3: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AZ61B, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 25^\circ\text{C}$



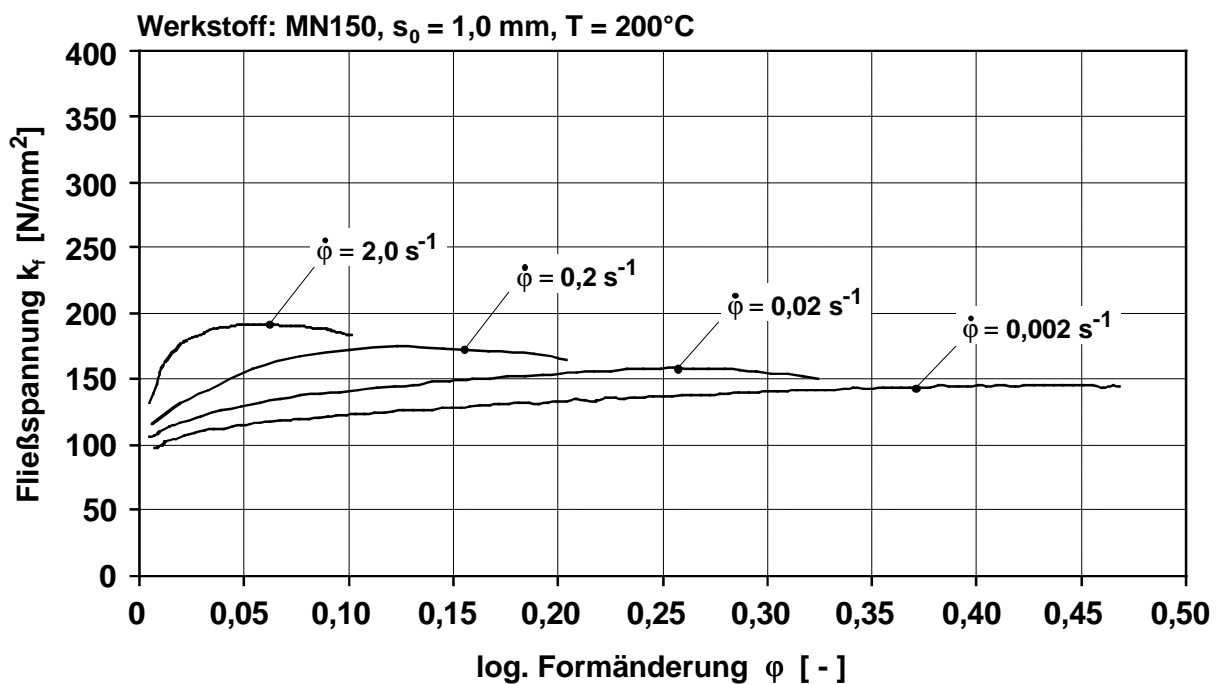
Anhang 4.4: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: AZ61B, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 200^\circ\text{C}$



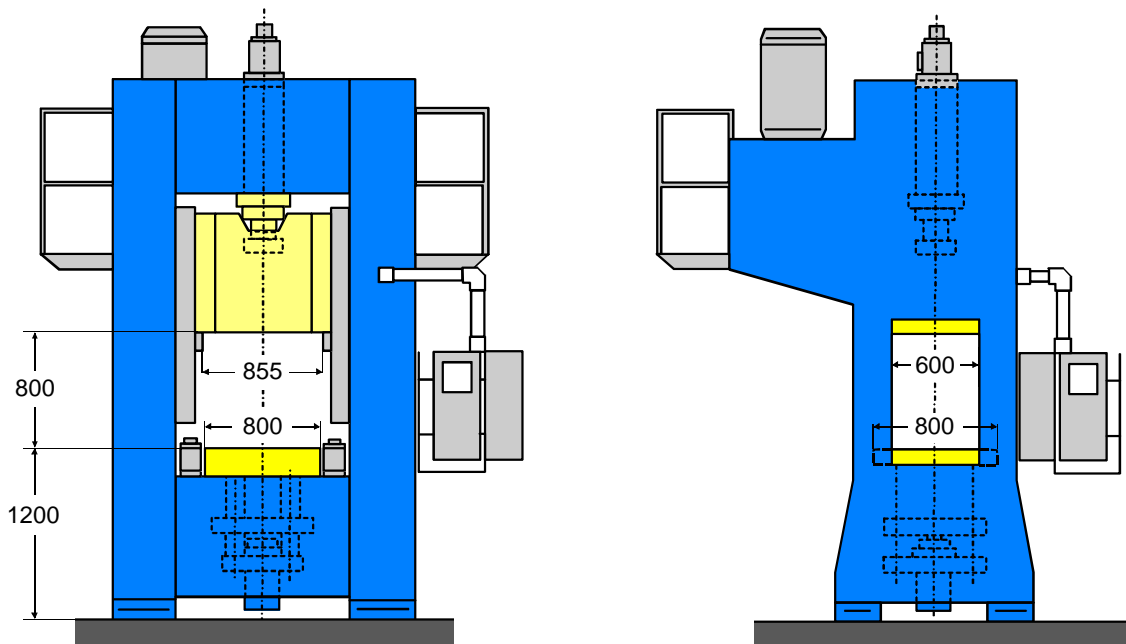
Anhang 4.5: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: MN150, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 25^\circ\text{C}$



Anhang 4.6: Einfluß der Umformgeschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve im Zugversuch; Werkstoff: MN150, $s_0 = 1,0$ mm, Prüftemperatur: $T = 200^\circ\text{C}$



Anhang 5.1: Aufbau und technische Daten der hydraulischen Ziehpresse HYDRAP HPDZb 63



Technische Daten der hydraulischen Ziehpresse HYDRAP Typ HPDZb 63		
Stößel:	Max. Druckkraft:	630 kN
	Rückzugkraft:	100 kN
	Hub:	500 mm
Ziehkissen:	Max. Druckkraft:	400 kN
	Hub:	250 mm
Einbauraum:	Aufspannfläche:	800 x 800 mm
	Max. Einbauhöhe:	800 mm

LEBENS LAUF

Persönliches

Name: Klaus Georg Dröder
Geburtsdatum / -ort: 16.03.1968 / Korbach
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: verheiratet

Schul Ausbildung

1974 - 1980 Grundschole und Orientierungsstufe, Rinteln
1980 - 1988 Gymnasium Ernestinum, Rinteln
Abschluß: Allgemeine Hochschulreife

Grundwehrdienst

07/1988 - 09/1988 Instandsetzungsausbildungskompanie 5/3, Lüneburg
10/1988 - 09/1989 Instandsetzungskompanie 30, Nienburg

Studium

10/1989 - 03/1992 Maschinenbau, TU Braunschweig, Vordiplom
04/1992 - 08/1995 Maschinenbau, Universität Hannover,
Studienrichtung: Produktionstechnik
Abschluß: Diplom
19.11.1996 VDW-Studienpreis für hervorragende Studienleistungen
auf dem Gebiet des Werkzeugmaschinenbaus

Beruf

09/1995 - 10/1999 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für
Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM),
Universität Hannover
10/1996 - 10/1999 Leiter der Abteilung Blechumformung am IFUM
seit 01.11.1999 Volkswagen AG, Wolfsburg