

**Umformung von Magnesiumknetlegierungen
auf Aluminium-Zink Basis
im geschlossenen Gesenk**

**Vom Fachbereich Maschinenbau
der Universität Hannover
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor – Ingenieur
(Dr. - Ing.)
genehmigte
Dissertation
von**

**Dipl.-Ing. Stefan Janssen
geboren am 23.09.1967, in Aachen**

2002

1. Referent:	Prof. Dr.-Ing. E. Doege
2. Referent:	Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. H.K. Tönshoff
Vorsitz:	Prof. Dr.-Ing. E. Braune
Tag der Promotion:	29. Juni 2001

Kurzzusammenfassung

Obwohl moderne Gießverfahren die Herstellung von Leichtbauteilen mit komplexer Geometrie ermöglichen, sind die mechanischen Eigenschaften oftmals nicht optimal. Magnesiumknetlegierungen zeigen bessere Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften als Mg-Gusslegierungen. Um verbesserte Materialeigenschaften von Magnesiumlegierungen in der Massenproduktion zu erhalten, ist das Schmieden prädestiniert. Im Gegensatz zum Gießen kann beim Schmieden durch den thermomechanische Prozess eine homogene, fehlerfreie und feinkörnige Gefügestruktur erreicht werden. So können durch Schmieden hochfeste, sicherheitsrelevante Bauteile ohne innere Fehler hergestellt werden. Nur gesenkgeschmiedete Bauteile haben den Vorteil eines der Bauteilkontur folgenden Faserverlaufs.

Für den Einsatz von Magnesiumknetlegierungen fehlen fundierte Kenntnisse zur umformtechnischen Verarbeitung und zum charakteristischen Werkstoffverhalten. Zur Ermittlung von Prozessparameter mit fundierten werkstoffwissenschaftlichen und verfahrenstechnischen Grundlagen wurden im Rahmen dieser Arbeit Untersuchungen zur Umformung im geschlossenen Gesenk für Magnesiumknetlegierungen auf AZ-Basis durchgeführt sowie der Einfluss von verschiedenen Ca-Gehalten auf die Umformbarkeit von AZ80 beschrieben.

Schlagwörter: Magnesiumknetlegierungen, Umformung, Verfahrensentwicklung

Abstract

Although modern casting processes enable the production of light weight parts with quite complex geometries, material properties often are still not optimal. Magnesium wrought alloys have a higher strength and ductility compared to cast alloys. To achieve improved material properties the forging technology for magnesium alloys is proposed as an alternative for mass production. Homogenous microstructures without failures and fine grains are characteristic advantages of forging. Forged wrought alloys provide superior quality, free of pores and shrinkage cavities, as well as excellent mechanical properties due to advanced microstructure obtained by thermomechanical treatment. Only the forging process provides the advantage of grain orientation following the contour of the part.

The adjustment of defined magnesium forging processes and material characteristics of magnesium wrought alloys require specific process know-how, which is not sufficiently available yet. To establish process parameters and basic knowledge, fundamental investigations on the formability of AZ-alloys and Ca-alloying of standard AZ-based magnesium wrought alloys are performed in this work.

Keywords: Magnesium wrought alloys, Forming, process development

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Schmieden am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) der Universität Hannover.

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

Ferner danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. mult. E.h. H.K. Tönshoff, dem Leiter des Institutes für Fertigungstechnik und Spanende Werkzeugmaschinen der Universität Hannover, für das Interesse an der Arbeit und die freundliche Übernahme des Koreferats sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Braune für die Übernahme des Vorsitz der Prüfungskommission.

Danksagen möchte ich allen Mitarbeitern des Instituts für Umformtechnik und Umformmaschinen, die mich bei der Durchführung der Arbeit unterstütz haben. Hervorheben möchte ich hierbei den tatkräftigen Beistand der Mitarbeiter der Abteilung Schmieden und die zum Teil langjährige Unterstützung zahlreicher studentischer Hilfskräfte.

Stellvertretend für die vielen Kollegen die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, möchte ich Herrn Dipl.-Ing. Frank Meiners und Herrn Dr.-Ing. André Kröff namentlich erwähnen, denen ich für Ihre vielfältigen, konstruktiven Anregungen sowie für die kritische Durchsicht dieser Arbeit herzlich danke.

Mein größter Dank gilt meinen Eltern, die die Grundlage für meinen akademischen Werdegang gelegt haben. Meiner Freundin Isabel danke ich für Ihre stetige Unterstützung und Ihre Geduld. Durch ihr Verständnis hat sie die Entstehung der Arbeit erst ermöglicht.

Essen, im April 2002

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand der Technik	4
2.1	Die Entwicklung der Magnesiumtechnologie	4
2.2	Chemische und physikalische Eigenschaften von Magnesium	5
2.3	Magnesiumknetlegierungen auf Aluminium-Zink Basis	6
2.3.1	Magnesium-Aluminium System	7
2.3.2	Magnesium-Zink System	8
2.3.3	Magnesium-Aluminium-Zink System	9
2.3.4	Mg-Al-Zn Legierungen	10
2.3.5	Magnesium-Kalzium System	11
2.3.6	Mg-Al-Ca Legierungen	12
2.4	Magnesiumverarbeitung	13
2.4.1	Magnesiumguss	14
2.4.1.1	Druckguss	15
2.4.2	Magnesiumumformung	16
2.4.2.1	Walzen	18
2.4.2.2	Blechumformung	20
2.4.2.3	Strangpressen	21
2.4.2.4	Gesenkumformung	22
2.4.2.4.1	Schmieden	23
2.4.2.4.2	Präzisionsschmieden	32
2.4.2.4.3	Napf-Rückwärtsfließpressen	33
2.5	Industrielle Anwendung von Magnesiumlegierungen	36
2.5.1	Magnesiumanwendungen in der Luft- und Raumfahrttechnik	37
2.5.2	Magnesiumanwendungen in der Automobilindustrie	39

3	Zielsetzung und Vorgehensweise	41
4	Kennwerte zur Massivumformung von Magnesiumknetlegierungen	43
4.1	Fließkurven aus dem uniaxialen Zylinderstauchversuch	43
4.2	Reibwerte aus dem Ringstauchversuch	50
5	Experimentelle Untersuchungen zur Umformung von Magnesiumknetlegierungen auf AZ-Basis im geschlossenen Gesenk	54
5.1	Stauhen	54
5.2	Schmieden im geschlossenem Gesenk auf einer hydraulischen Presse	58
5.2.1	Werkzeugsystem	59
5.2.2	Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen	60
5.2.3	Werkstoffkundliche Untersuchungen nach der Umformung	64
5.2.4	Diskussion der Ergebnisse	66
5.3	Präzisionsschmieden eines Realbauteils auf einer mechanischen Presse	67
5.3.1	Werkzeugsystem	67
5.3.2	Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen	71
5.3.3	Werkstoffkundliche Untersuchungen nach der Umformung	74
5.3.4	Diskussion der Ergebnisse	75
5.4	Napf-Rückwärtsfließpressen im geschlossenem Gesenk	77
5.4.1	Werkzeugsystem	78
5.4.2	Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen	87
5.2.4	Werkstoffkundliche Untersuchungen nach der Umformung	91
5.4.3	Diskussion der Ergebnisse	98

6	Untersuchungen zur Entwicklung einer schmiedegerechten Magnesium- knetlegierung auf Aluminium-Zink-Basis	100
6.1	Untersuchte Legierungen	100
6.2	Aufnahme von Fließkurven	101
6.3	Napf-Rückwärtsfließpressen	103
6.3.1	Napf-Rückwärtsfließpressen der dickwandigen Bauteilgeometrie B1	103
6.3.2	Napf-Rückwärtsfließpressen der dünnwandigen Bauteilgeometrie B2	109
6.3.3	Diskussion der Ergebnisse	111
7	Anwendungspotenzial gesenkgeschmiedeter Magnesiumbauteile	113
8	Zusammenfassung und Ausblick	117
9	Literatur	120
10	Anhang	132

Verzeichnis der Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen	Einheit	Bezeichnung
A	[mm ²]	Querschnittsfläche
A ₀	[mm ²]	Ausgangsfläche
A ₁ , A ₂	[mm ²]	bauteilabhängige Querschnittsfläche
A ₅ , A ₁₀	[%]	Bruchdehnung
A _{St}	[mm ²]	Stempelquerschnittsfläche
b	[mm]	Breite
c	[-]	Konstante in der Hall-Petch-Beziehung ($c \approx 0,5$)
d	[mm]	Durchmesser
d ₀	[mm]	Ausgangsdurchmesser
d _{km}	[mm]	mittlerer Korngrößendurchmesser
d _{St}	[mm]	Stempeldurchmesser
F	[N]	Kraft
F _{St}	[N]	Stempelkraft
h	[mm]	Höhe
h ₀	[mm]	Ausgangshöhe
HB	[-]	Brinell-Härte
k	[N/mm ²]	Konstante in der Hall-Petch-Beziehung
K	[N/mm ²]	Festigkeitskoeffizient
k _f	[N/mm ²]	Fließspannung
k _{f+}	[N/mm ²]	Kornanteil der Fließspannung in der Hall-Petch-Beziehung
m	[-]	Reibfaktor
m	[kg]	Masse
p	[Pa]	Druck
\bar{p}_B	[N/mm ²]	gemittelte Axialkraft
\bar{p}_i	[N/mm ²]	Matrizeninnendruck
\bar{p}_{St}	[N/mm ²]	Axialspannung auf den Stempel
q	[-]	Formfaktor
r	[mm]	Radius

r_M	[mm]	Matrizenradius
r_{St}	[mm]	Stempelradius
R_e	[N/mm ²]	Streckgrenze
R_m	[N/mm ²]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[N/mm ²]	Dehngrenze
s	[mm]	Weg
S	[-]	Stauchverhältnis
t	[s]	Zeit
t_A	[min]	Aufheizzeit des Rohteils beim Strangpressen
T	[°C]	Temperatur
T_B	[°C]	Temperatur des Bolzens beim Strangpressen
T_R	[°C]	Temperatur des Rezipienten beim Strangpressen
v	[m/s]	Geschwindigkeit
v_{WZ}	[m/s]	Werkzeuggeschwindigkeit
v_{WZ0}	[m/s]	Ausgangsgeschwindigkeit des Werkzeugs
V	[mm ³]	Volumen
β_0	[-]	Ziehverhältnis
β_{max}	[-]	Grenzziehverhältnis
ε	[-]	Dehnung
ε_A	[-]	Geometriefaktor
φ	[-]	Umformgrad
φ_{Ges}	[-]	Gesamtumformgrad
$\dot{\varphi}$	[1/s]	Umformgeschwindigkeit
σ_{bw}	[N/mm ²]	Biegewechselfestigkeit
σ_B	[N/mm ²]	Biegefestigkeit
σ	[N/mm ²]	Spannung
μ	[-]	Reibwert

1 Einleitung

Aufgrund der Verknappung natürlicher Rohstoffvorkommen, insbesondere der fossilen Energieträger, sowie der durch die globale Umweltverschmutzung angeregten Umweltdiskussion, werden in allen industriellen Bereichen in denen Massen bewegt werden neue Wege gesucht, um den Energieaufwand zu senken. Neben der Verbesserung des Wirkungsgrades bereits in Betrieb befindlicher Antriebsaggregate und der Suche nach neuen Antriebskonzepten, wie dem Hybridantrieb oder der Brennstoffzelle, können durch konsequenten Leichtbau Ressourcen geschont werden. Insbesondere innerhalb der Automobilindustrie müssen, durch ein gleichzeitig gesteigertes Sicherheitsbewusstsein seitens der mobilen Bevölkerung sowie zunehmenden Konkurrenzdruck, bei der Erarbeitung von Leichtbaukonzepten Lösungen gesucht werden, die eine Gewichtsreduktion unter Beachtung der Wirtschaftlichkeit gewährleisten /N.N.98a/. Der Einsatz von Leichtmetallen als Substitution für Stahl bietet in diesem Zusammenhang viele Möglichkeiten. So hat die Audi AG durch die Spaceframe- Technologie bei dem bereits im Markt eingeführten Oberklassemodell A8 eine deutliche Gewichtsreduktion durch die Verwendung von Aluminium für die Karosserie erreicht. Das Potenzial dieser Technologie wird auch bei dem Modell A2, ein sogenanntes Dreiliter-Auto, ausgeschöpft. Mit einer Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$ und einer Zugfestigkeit, die je nach Legierung der Zugfestigkeit der eingesetzten Stahlsorten gleichkommt, bietet Aluminium ein großes Potenzial für zukünftige Entwicklungen /Friedrich00/.

Ein anderes Leichtmetall, welches neben Aluminium ein großes Potenzial für technische Entwicklungen hat, ist Magnesium. Mit einer Dichte von $1,74 \text{ g/cm}^3$ ist es um 30 % leichter als Aluminium. Wurde es früher hauptsächlich als Legierungselement für Aluminium und zur Stahlschwefelung verwendet /Clow99/, gewinnt der technische Einsatz von Magnesium zunehmend an Bedeutung /Evans00/. Mittlerweile hat in Deutschland der Magnesiumdruckguss die Stahlschwefelung als zweithäufigstes Einsatzfeld abgelöst. Beim Druckgießen zeigt Magnesium dabei gegenüber Aluminium als entscheidenden Vorteil eine höhere erreichbare Präzision durch den geringeren Wärmeeintrag der Schmelze. Filigranere Strukturen können somit realisiert werden /Vollrath00/.

Neben der geringen Dichte bietet Magnesium die Vorteile der hohen spezifischen Festigkeit, der guten Dämpfung, der variablen Legierungsbildung und der hervorragenden Zerspannungseigenschaft. Dem stehen die begrenzte Duktilität und die starke Korrosionsanfälligkeit nachteilig gegenüber. Insbesondere die Korrosionsanfälligkeit von Magnesium in neutraler und saurer Umgebung erfordert eine angepasste Konstruktions- und Beschichtungstechnologie.

Als Konstruktionswerkstoff wurde Magnesium schon einmal in den sechziger und siebziger Jahren verstärkt eingesetzt, als bei der VW AG Motorengehäuse für den sogenannten 'Käfer' aus Magnesium gefertigt wurden /Friedrich98/. Neuerdings

erfährt Magnesium als Konstruktionswerkstoff eine Renaissance, da es aufgrund seiner geringen Dichte zur Gewichtseinsparung in der Luft- und Raumfahrtindustrie sowie in der Automobilindustrie eingesetzt werden kann. Eine der ersten Automobilkomponenten bei der Magnesiumdruckguss verwendet wurde, war ein Instrumententräger bei Audi /N.N.93/. Neben den schon genannten Gewichtsvorteilen waren die guten Dämpfungseigenschaften sowie die Tatsache, dass durch dieses Gussteil eine aus einundzwanzig Einzelteilen bestehende Blechkonstruktion ersetzt werden konnte, ausschlaggebend. So werden z.B. bei der Dreiliterversion des VW Lupo einige Teile, z.B. das Innenblech der Heckklappe, aus Magnesium gefertigt.

Gegenwärtig liegt der Anwendungsschwerpunkt für Magnesium bei gießtechnisch hergestellten Bauteilen in der Automobilindustrie. Die jährliche Steigerungsrate für Magnesiumdruckgussteile liegt derzeit bei über 20 % (**Bild 1.1**) /Harbott00, Winandy98/. Gießverfahren ermöglichen zwar die Fertigung feingliedriger Bauteile, weisen aber als Nachteile die bekannten schlechten mechanischen Eigenschaften (Bauteile ohne Faserverlauf, Restporositäten, etc.) auf. Formidentische Gusserzeugnisse erreichen somit nicht den hohen Sicherheitsstandard geschmiedeter Bauteile /Sistermanns91, Lange88/. Gleichzeitig sind Bauteile mit großen Querschnittsunterschieden gießtechnisch nur schwer herzustellen.

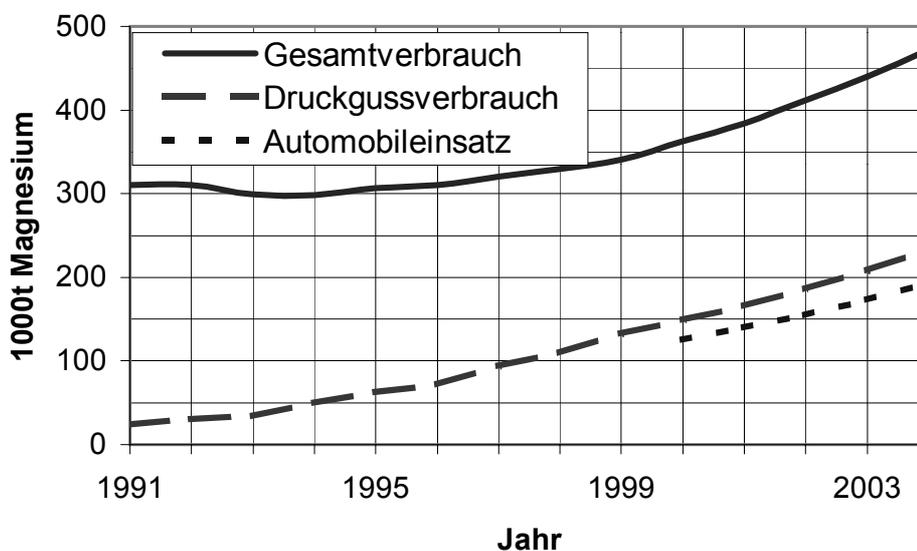


Bild 1.1: Entwicklung und Prognose des weltweiten Gesamtverbrauchs, Druckgussverbrauchs und Automobileinsatzes von Magnesium

Demgegenüber sind umformende Verfahren, wie z.B. das Gesenkschmieden, besonders gut geeignet, die Gebrauchseigenschaften von Werkstücken positiv zu beeinflussen /Schemme91/. So zeichnen sich umformtechnisch hergestellte Bauteile gegenüber gegossenen Werkstücken durch eine geringe innere und äußere Kerbwirkung aus, da durch den Knetvorgang während der Werkstoffverformung ein

Verschweißen von Fehlstellen und eine Beseitigung der Gussstruktur im Werkstück erfolgt. Hinzu kommt, dass durch die Umformung ein belastungsoptimierter Faserverlauf eingestellt werden kann. Neben den besseren mechanischen Eigenschaften (**Bild 1.2**) wirken sich diese Vorteile bei dynamischer Beanspruchung positiv auf die Dauerschwingfestigkeit des Werkstücks aus /Becker98a/.

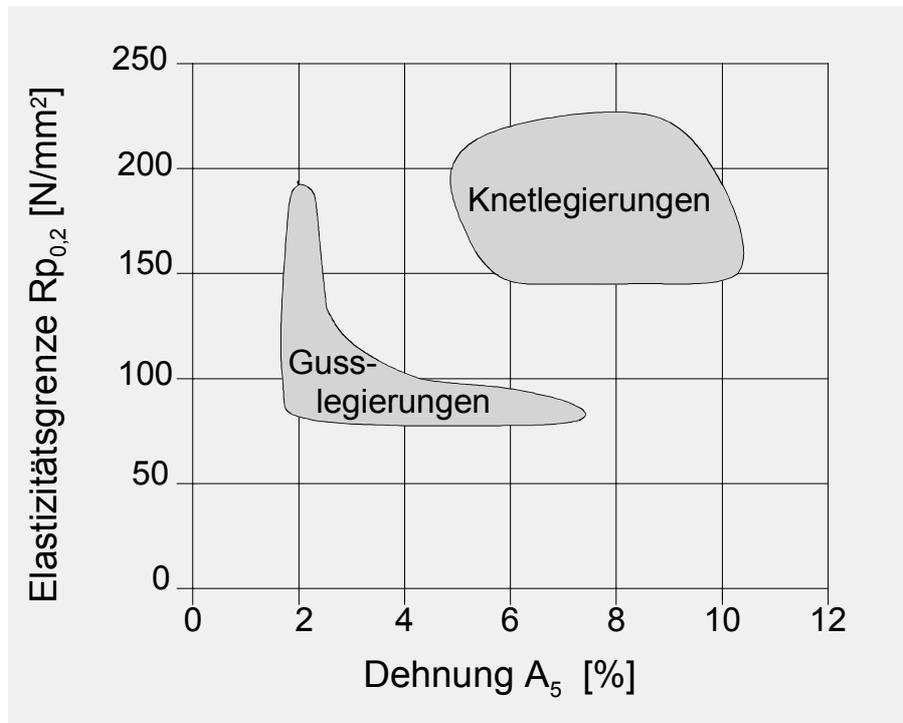


Bild 1.2: Vergleich mechanischer Kennwerte von Magnesiumknetlegierungen und Magnesiumgusslegierungen /Becker98a/

Ein breiter Einsatz von Magnesiumlegierungen in der Massivumformung wird heute jedoch noch durch unzureichende Kenntnis über geeignete Prozessparameter und fehlendes bzw. verlorengegangenes verfahrenstechnisches und werkstoffkundliches Grundwissen über den Werkstoff Magnesium beschränkt. So wird z.B. in den westlichen Industrienationen nur durch die Firma Otto Fuchs Magnesium industriell geschmiedet /Lewis99/. Insbesondere im Bereich des Fahrzeugbaus ergibt sich aber aufgrund der hohen Sicherheitsanforderungen und der geforderten Gewichtsreduzierungen ein großes Anwendungspotenzial für umformtechnisch hergestellte Bauteile aus Magnesium.

In diesem hohen Anwendungspotenzial umformtechnisch hergestellter Magnesiumbauteile und dem bisher unzureichend erschlossenen Wissen von verfahrenstechnischen und werkstoffwissenschaftlichen Zusammenhängen bei der Magnesiumumformung liegt die Motivation der vorliegenden Arbeit.

2 Stand der Technik

2.1 Die Entwicklung der Magnesiumtechnologie

1808 wurde Magnesium von Sir Humphrey Davy durch Abdestillieren des Quecksilbers aus Magnesiumamalgam, welches von ihm elektrolytisch mittels Magnesiumsulfat hergestellt wurde, gewonnen. Elektrolytisch konnte Magnesium 1830 von Faraday hergestellt werden. Die physikalischen und chemischen Eigenschaften von Magnesium wurden im gleichen Jahr von Justus von Liebig bestimmt. 1852 wurde die Schmelzflusselektrolyse von Bunsen zur Herstellung von Magnesium eingeführt /Eigenfeld96/.

Erstmalig wurde Magnesium 1886 im industriellen Maßstab von der Aluminium- und Magnesium-Fabrik Hemelingen mit Sitz in Bremen produziert. In den Vereinigten Staaten von Amerika nahm 1916 die Dow Chemical die Magnesiumproduktion auf.

Schon sehr früh wurden die Vorteile, die Magnesium aufgrund seiner geringen Dichte, der hohen spezifischen Festigkeit und seiner guten Bearbeitbarkeit besitzt, für die Luftfahrt erkannt und genutzt. Bereits 1909 wurden von der Firma Adler Luftschiffmotoren mit Kurbelgehäusen aus Magnesiumguss hergestellt. Der gleiche Hersteller stattete zwischen 1927 und 1930 Kraftfahrzeuge mit Motoren aus, deren Kurbelgehäuse ebenfalls aus Magnesiumguss gefertigt wurden. In den 20er Jahren konnte sich Magnesium als eigenständiger Konstruktionswerkstoff in Europa etablieren. 1935 betrug die Jahresproduktion von Magnesium bereits 20.000 t in Deutschland, 5.000 t in England und 2.500 t in den USA /Garber93/.

Durch den zweiten Weltkrieg erfuhr die Verwendung von Magnesium weiteren Auftrieb. Insbesondere im Flugzeugbau fand Magnesium ein großes Anwendungsfeld. Aber auch im Fahrzeugbau wurde Magnesium eingesetzt. Ferdinand Porsche wählte 1933 Magnesium als Werkstoff für das Getriebegehäuse und den Motor für sein "Volksauto". Insgesamt wurden pro Fahrzeug des Typs "Käfer" 20 kg Magnesium eingesetzt /Magars96/. Zum Vergleich: 1996 wurde durchschnittlich nur etwa 1 kg Magnesium je PKW verwendet. Volkswagen entwickelte sich während der Bauzeit luftgekühlter Motoren zum weltweit größten Verbraucher von Magnesium, dessen Bedarf 1991, als die Produktion luftgekühlter Motoren ihren Höhepunkt erreichte, 42.000 t betrug. Dies entspricht etwa der gesamten Magnesiumproduktion von 1994. Mit dem langsamen Auslaufen der Produktion luftgekühlter Motoren bei Volkswagen sank auch der Bedarf an Magnesium. Erst das gesteigerte Umweltbewusstsein und die damit einhergehende Forderung nach neuen Fahrzeugkonzepten, wie dem Dreiliter-Auto, brachten dem Magnesium in den 90er Jahren neuen Aufschwung /Larsson96/.

2.2 Chemische und physikalische Eigenschaften von Magnesium

In der Gruppe der nutzbaren Erze der Erde nimmt das nur in Verbindungen in der Natur vorkommende Magnesium hinsichtlich der Verbreitung eine Spitzenposition ein. Nach Aluminium und Eisen ist Magnesium das dritthäufigste Gebrauchsmetall, das in der Erdkruste vorkommt. Das Leichtmetall stellt 1,95 m% der Erdkruste und ist außerdem mit 1,3 kg pro Kubikmeter im Meerwasser enthalten /Papke96/. Damit stellt das Meerwasser die größte Rohstoffquelle für Magnesium dar /Frank99/. Die **Tabelle 2.1** zeigt die wichtigsten Rohstoffe der Magnesium-Herstellung.

Tabelle 2.1: Rohstoffe zur Magnesium-Herstellung

Rohstoff	Magnesium-Gehalt [m%]
Magnesit MgCO_3	28,8
Dolomit $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$	13,2
Carnalit $\text{KMgCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$	8,7
Mg-Chlorid-Ionen $\text{Mg}^{++}2\text{Cl}^-$	2,55

Die Gewinnung von Reinmagnesium ist auf zwei verschiedenen Wegen möglich. Bei der Schmelzflusselektrolyse, die ca. 75 % der Weltmagnesiumproduktion abdeckt /Beitz95/, wird Magnesium durch die Elektrolyse aus nichtwässrigem MgCl_2 gewonnen. Das weniger verbreitete Verfahren ist die thermische Reduktion von MgO durch Silizium oder Kohlenstoff.

Für den technischen Einsatz von Magnesium und seinen Legierungen als Leichtmetallwerkstoff ist die geringe Dichte von $1,74 \text{ g/cm}^3$ bei jedoch gleichzeitig mittleren Festigkeitswerten wichtig /Beitz95/. Weitere physikalische und mechanische Eigenschaften sind in **Tabelle 2.2** aufgeführt /Päfigen94, Cole97/.

Tabelle 2.2: Physikalische und mechanische Eigenschaften von Magnesium

Eigenschaft	Einheit	Wert
Dichte	$[\text{g/cm}^3]$	1,74
Schmelzpunkt	$[^\circ\text{C}]$	649
Siedepunkt	$[^\circ\text{C}]$	1120
Elastizitätsmodul	$[\text{N/mm}^2]$	45000
Ausdehnungskoeffizient	$[10^{-6}/\text{K}]$	25
Zugfestigkeit	$[\text{N/mm}^2]$	80... 180
Bruchdehnung	$[\%]$	1... 12
Standard-Elektrodenpotential	$[\text{V}]$	-2,36
Schmelzwärme	$[\text{J/mol}]$	8650

Magnesium hat im Periodensystem die Ordnungszahl 12. Der E-Modul beträgt 45 GPa. Aufgrund seiner hexagonalen Gitterstruktur (hdp) ist es nur sehr begrenzt kaltumformbar. Durch die Schmelztemperatur von etwa 649 °C in Verbindung mit der geringen Schmelzwärme von 0,37 MJ/kg lässt sich Magnesium sehr gut durch Gießen verarbeiten. Bei einer Verdampfungswärme von 5,25 MJ/kg beträgt die Verdampfungstemperatur 1120 °C. Die thermische Leitfähigkeit beträgt 155 W/mK, womit Magnesium zu den gut wärmeleitenden Metallen gehört. Die elektrische Leitfähigkeit von 4,3 $\mu\Omega\text{cm}$ macht Magnesium zu einem guten Isolator. Mit einem Standardpotential von -2,36 V und einem Wert von 1,3 für die Elektronegativität gehört Magnesium zu den unedlen Metallen.

Für Konstruktionszwecke wird Reinmagnesium nur selten eingesetzt, da die mechanischen Eigenschaften keine technisch sinnvolle Nutzung zulassen. Lediglich in der anorganischen Chemie, bei der thermischen Reduktion und Desoxidation von Metallen (besonders Grauguss) und Legierungen kommt es zum Einsatz. Hingegen werden Magnesiumlegierungen mit den Hauptlegierungselementen Al, Mn und Zn bei vielen technischen Anwendungen eingesetzt.

2.3 Magnesiumknetlegierungen auf Aluminium-Zink Basis

Die am häufigsten verwendeten Magnesiumknetlegierungen basieren auf Verbindungen mit Aluminium, wobei als Drittelement Silizium, Zink oder Kalzium zugesetzt wird. Ein höherer Kalziumanteil hat eine kornfeinende Wirkung, verringert aber die Schweißbarkeit. Mit zunehmendem Aluminiumgehalt wächst außerdem die Rissgefahr beim Walzen. Beim Gießen dieser Legierungen kommt es zu Ausscheidungen der primären Phasen $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ und $\text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_3$, die während der Massivumformung durch Rekristallisation abgebaut werden. Dabei entstehen während der Massivumformung je nach Legierungszusammensetzung neue Ausscheidungen der sekundären Phasen $\text{Mn}_3\text{SiAl}_{12}$, MnAl_6 und Al_2Ca , die zu einer Festigkeitssteigerung führen /Avedesian99/.

Magnesiumlegierungen auf Aluminium-Zink Basis sind wegen guter mechanischer Eigenschaften bei relativ günstigem Preis weit verbreitet /Papke96/. Mit Aluminium als wichtigstem Legierungselement für Magnesium wird eine Kornfeinung und Härtung (Mischkristall- und Ausscheidungshärtung) erreicht, während Zink die Festigkeit steigert, aber zu Grobkornbildung neigt /Köhler94/. Durch die Nutzung der kornfeinenden Wirkung von Zirkon lassen sich auch Magnesium-Zink-Legierungen durch Massivumformen verarbeiten. Aus Magnesium-Zink-Knetlegierungen werden Schmiedeteile und Strangpressprofile hergestellt. Bauteile, die aus diesen Legierungen hergestellt wurden, zeichnen sich durch ihre hohe Festigkeit aus. Allerdings sind Magnesium-Zink-Zirkon-Legierungen teurer als Magnesium-Aluminiumlegierungen und neigen bei größeren Temperaturgradienten im Bauteil zur Rissbildung durch Wärmeverzug /Roberts60/.

Die Umformung der Magnesiumknetlegierungen AZ31 und AZ61 im geschlossenen Gesenk wird im Rahmen dieser Arbeit analysiert und diskutiert, um ein fundierteres Verständnis der Magnesiumumformung zu erlangen und Verfahrensgrenzen zu erweitern. Ein weiteres Ziel dieser Arbeit war die Verbesserung der Umform-eigenschaften der Magnesiumknetlegierung AZ80 durch eine zielgerechte Modifikation dieser Legierung mit verschiedenen Ca-Gehalten. Daher wird in diesem Kapitel neben den Magnesium-Aluminium-Zink Legierungen insbesondere auf Magnesium-Aluminium-Zink-Kalzium-Legierungen eingegangen.

2.3.1 Magnesium-Aluminium System

Aluminium ist aufgrund seiner kornfeinenden und verfestigenden Eigenschaften das wichtigste Legierungselement des Magnesiums. Niedrige Gehalte von Aluminium (< 2 m%) rufen die Verfestigung infolge Mischkristallbildung hervor. Die höheren Gehalte an Aluminium führen zu einer Erhöhung der Makrohärte, allerdings durch ihr kompaktes Auftreten auch zu einer Abnahme der Bruchdehnung und Zugfestigkeit. Der Werkstoff wird zunehmend spröde und schlechter verformbar. Daher ist bei Magnesiumknetlegierungen der Aluminiumgehalt auf maximal 8 m% beschränkt. Bei höheren Aluminiumgehalten wird von einer Gusslegierung gesprochen. Im **Bild 2.1** sind die Eigenschaften für gegossenes und stranggepresstes Material graphisch dargestellt. Durch Auslagern kontinuierlich ausscheidender γ -Phasen wird die Festigkeit und Härte erhöht, jedoch die Bruchdehnung A stark reduziert. Dieser Effekt macht sich verstärkt bei einem Aluminiumgehalt oberhalb 6 m% bemerkbar. Die stranggepressten Werkstoffe lassen hinsichtlich der Festigkeitswerte einen höheren Anteil der γ -Wandlung zu, da sie feiner verteilt vorliegt als beim Gussmaterial /Tank91/.

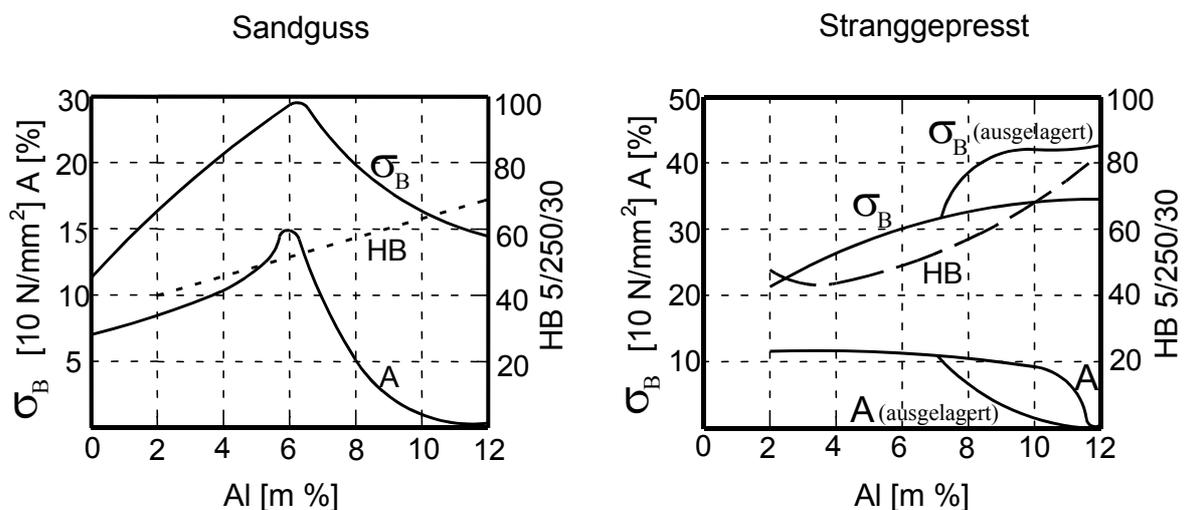


Bild 2.1: Einflüsse des Al-Gehaltes auf mechanische Eigenschaften /Schumann90/

Das Zustandsschaubild (**Bild 2.2**) zeigt, dass bei 436 °C und 32 m% Al der Magnesiummischkristall δ ein Eutektikum mit der γ -Phase bildet. Die Zusammensetzung dieser Phase liegt bei einer Temperatur von 450 °C etwa bei 42,51-57,55 % Aluminium, der Rest ist Magnesium.

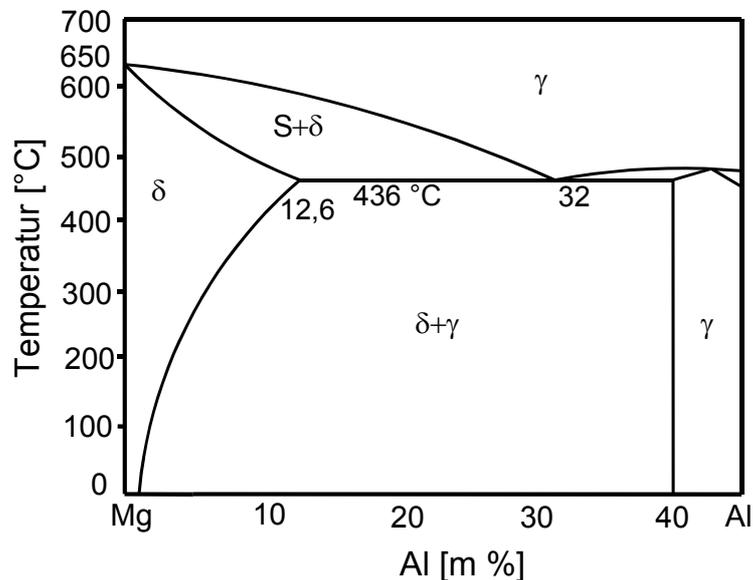


Bild 2.2: Zweistoffschaubild Mg-Al

Die begrenzte Löslichkeit des Aluminiums in der Magnesiummatrix ist die Grundlage für die künstliche Alterung von Mg-Al Legierungen. Allgemein verringert Aluminium die hohe Kerbschlagempfindlichkeit und die schlechte Zähigkeit von Reinelementmagnesium, ohne dabei das Korn wesentlich zu vergrößern. Der ab einem Aluminiumgehalt von ca. 6 % beginnende Abfall der Festigkeitseigenschaften, vgl. **Bild 2.1**, kann durch das Homogenisieren bei Aluminium-Gehalten bis zu 11 % vermieden werden /Fuzikawa87/.

2.3.2 Magnesium-Zink System

Zink ist neben Aluminium das häufigste Legierungselement für Magnesiumlegierungen. Es wird Magnesiumlegierungen in geringen Prozentsätzen (bis etwa 3 m%) zugegeben. Durch die Zugabe von Zink nimmt die Korngröße zu. Dabei wird die Festigkeit und Duktilität erhöht. Magnesium bildet mit Zink eine Verbindung Mg-Zn, welche bei 340°C mit Mg ein Eutektikum bei 53,5 % Zn bildet. Die Löslichkeit von Zn in Mg ist im **Bild 2.3** dargestellt. Aus dem Zweistoffschaubild wird deutlich, dass sich erst bei sehr hohen Zn-Gehalten eine intermediäre Phase Mg-Zn ausscheidet. Reine Mg-Zn Legierungen können als Gussmaterial nicht eingesetzt werden, da sie eine starke Warmsprödigkeit besitzen und durch die bei der Abkühlung entstehenden Schrumpfspannungen zur Rissbildung neigen. Des weiteren verschlechtert ein zu hoher Zinkanteil die Schweißbarkeit. Die Korrosionsbeständigkeit in Salzwasser wird

durch Zink leicht verbessert, in normaler Atmosphäre wurden keine Veränderungen festgestellt.

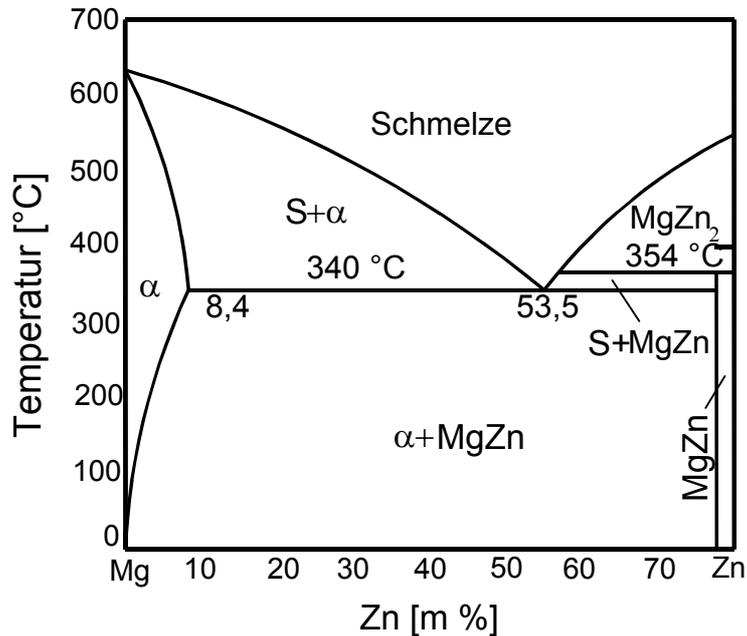


Bild 2.3: Zweistoffschaubild Mg-Zn

2.3.3 Magnesium-Aluminium-Zink System

Das ternäre System Mg-Al-Zn ist von komplexer Struktur. Es enthält die beiden ternären Phasen τ und ϕ , sieben binäre Phasen, intermetallische Phasen sowie die Mischkristalle der Legierungselemente Mg, Al und Zn. Für Magnesiumwerkstoffe ist allerdings nur die magnesiumreiche Ecke (bis 10 m% Al) des Zustandsdiagramms von Bedeutung. Zur vollständigen Darstellung temperaturabhängiger Phasenumwandlungen wird bei Dreistoffsystemen normalerweise ein dreidimensionales Schaubild benötigt /Avedesian99/. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird in der Regel jedoch auf isotherme, zweidimensionale Schnitte des Phasendiagramms zurückgegriffen. Die Zusammensetzung einer entsprechenden Legierung wird durch Eintragen entsprechender Parallelen zu den Diagrammrändern und anschließendes Ermitteln des Schnittpunktes erreicht. Im **Bild 2.4** ist exemplarisch für eine AZ61-Legierung der Schnittpunkt eingezeichnet /Deshpande96/.

Da in der Werkstoffnomenklatur nach ASTM die Legierungselementanteile in Massenprozent angegeben sind, muss zur Lokalisierung der jeweiligen Legierung im Diagramm eine Umrechnung der Legierungsanteile in Atomprozent erfolgen /Deshpande96/.

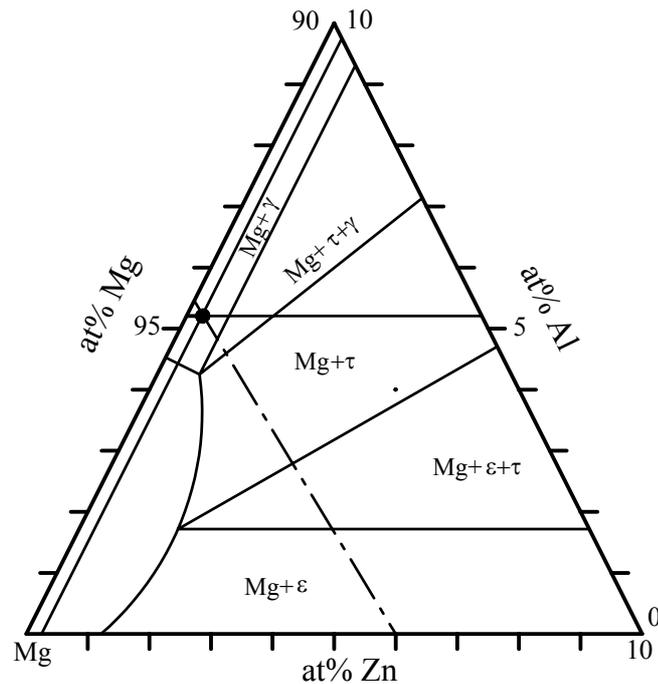


Bild 2.4: Isothermer Schnitt durch die magnesiumreiche Ecke bei 25 °C mit eingezeichnetem Schnittpunkt für AZ 61 /Deshpande96/

2.3.4 Mg-Al-Zn Legierungen

Die Legierungen des Typs Mg-Al-Zn stellen heute den größten kommerziellen Anteil aller Magnesiumlegierungen. Die Eigenschaften dieser Legierungen wurden als erste weitgehend erforscht. Sie bieten ein günstiges Verhältnis von Preis zu erzielbaren mechanischen Eigenschaften. Diese Legierungen enthalten 2-10 % Aluminium und 0,5-2,5 % Zink /Fuzikawa87/.

Ein Beispiel der chemischen Zusammensetzung der Legierung AZ21 ist /Winkler94/:

Al	Zn	Mn	Fe	Mg
1,86 %	0,79 %	0,053 %	0,001 %	Rest

Die Bezeichnungen, Festigkeitswerte und die Eigenschaften der wichtigsten Legierungen dieses Typs sind der **Tabelle 2.3** zu entnehmen. Zum Vergleich sind einige Gusslegierungen mit angeführt.

Tabelle 2.3: Legierungen des Typs Mg-Al-Zn nach /DIN 1729/

Kurzzeichen	R _{p 0,2} N/mm ² min.	R _m N/mm ² min.	A ₁₀ % min.	HB 5/250 etwa	σ _{bw} N/mm ² N=50*10 ⁶	Eigenschaften
MgMn 2	145	200	1,5	40	-	gut schweiß- und verformbar
MgAl 3 Zn	155	240	10	45	-	schweiß- und verformbar
MgAl 6 Zn	175	270	8	55	-	beschränkt schweißbar
MgAl 8 Zn	205	290	6	60	-	höchste Festigkeit
G-MgAl 6	80..110	180..240	8..12	50..65	70..90	hohe Dehnung und Schlag-
GD-MgAl 6	120..150	190..230	4..8	55..70	50..70	zähigkeit
GD-MgAl 6 Zn 1	130..160	200..240	3..6	55..70	50..70	Schwingbeanspruchung
G-MgAl 8 Zn 1	90..110	160..220	2..6	50..65	70..90	Stoßbeanspruchung
G-MgAl 8 Zn 1 ho	90..120	240..280	8..12	50..65	80..100	gute Gleiteigenschaften
GK-MgAl 8 Zn 1	90..110	160..220	2..6	50..65	70..90	schweißbar
GK-MgAl 8 Zn 1 ho	90..120	240..280	8..12	50..65	80..100	-
GD-MgAl 8 Zn 1	140..160	200..240	1..3	60..85	50..70	-
G-MgAl 9 Zn 1 ho	110..140	240..280	6..12	55..75	80..100	höchste Zugfestigkeiten,
G-MgAl 9 Zn 1 wa	150..190	240..300	2..7	60..90	80..100	homogenisiert und warm-
GK-MgAl 9 Zn 1 ho	120..160	240..280	6..10	55..70	80..100	ausgehärtet für Gussstücke
GK-MgAl 9 Zn wa	150..190	160..220	2..7	60..90	80..100	hohe Gestaltfestigkeit
GD-MgAl 9 Zn 1	150..170	240..300	0,5..3	65..85	50..70	gute Gleiteigenschaften

2.3.5 Magnesium-Kalzium System

Heute ist Kalzium als Legierungszusatz in kommerziellen Magnesiumlegierungen ein eher ungewöhnliches Element. Es kann aber einen effektiven und dem Aluminium zum Teil überlegenen Beitrag zur Festigkeitssteigerung leisten. Die mechanischen Eigenschaften der Mg-Ca-Werkstoffe unter Zug- und Druckbeanspruchungen können, wie die folgenden **Bilder 2.5** und **2.6** zeigen, als vielversprechend bezeichnet werden und liegen oberhalb der Eigenschaftswerte konventioneller Magnesiumlegierungen. Mit zunehmendem Ca-Gehalt erhöhen sich Zugfestigkeit, Streckgrenze und Elastizitätsmodul der Legierungen, aber auch deren Biegefestigkeit und Härte. Bei einem geeigneten Gehalt an Aluminium und Kalzium lassen sich über die Bildung von Al₂Ca auch Verbesserungen der Warmfestigkeiten einstellen. Eine Verbesserung der Bruchdehnung ist über eine Verringerung der Oxidanteile und über optimierte Wärmebehandlungen möglich /N.N.94c/.

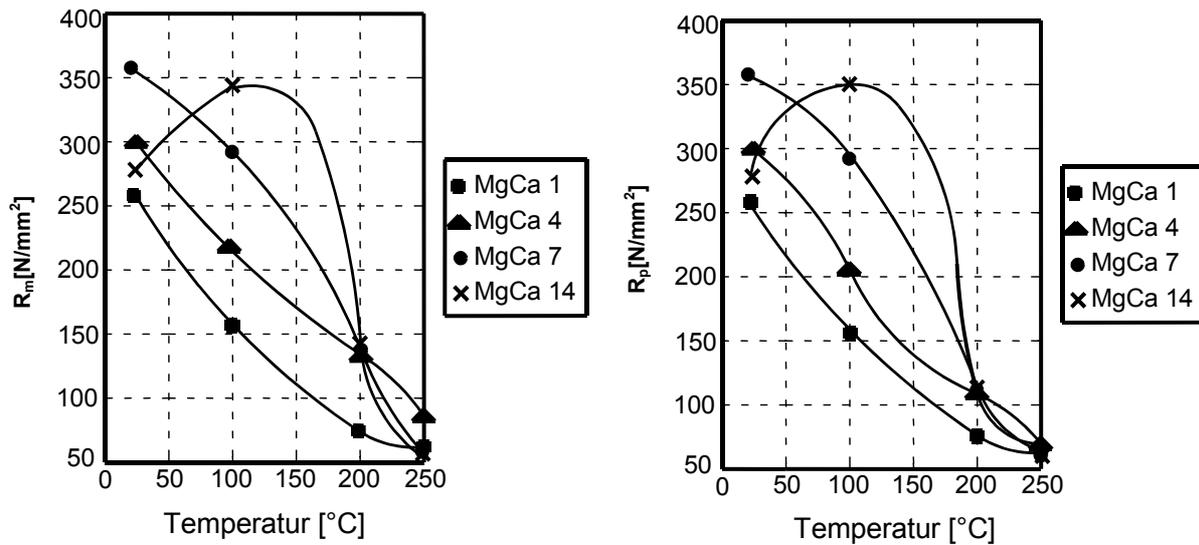


Bild 2.5: Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit (links) und Dehngrenze (rechts) für vier Mg-Ca Legierungen mit unterschiedlichem Kalziumgehalt /N.N.94c/

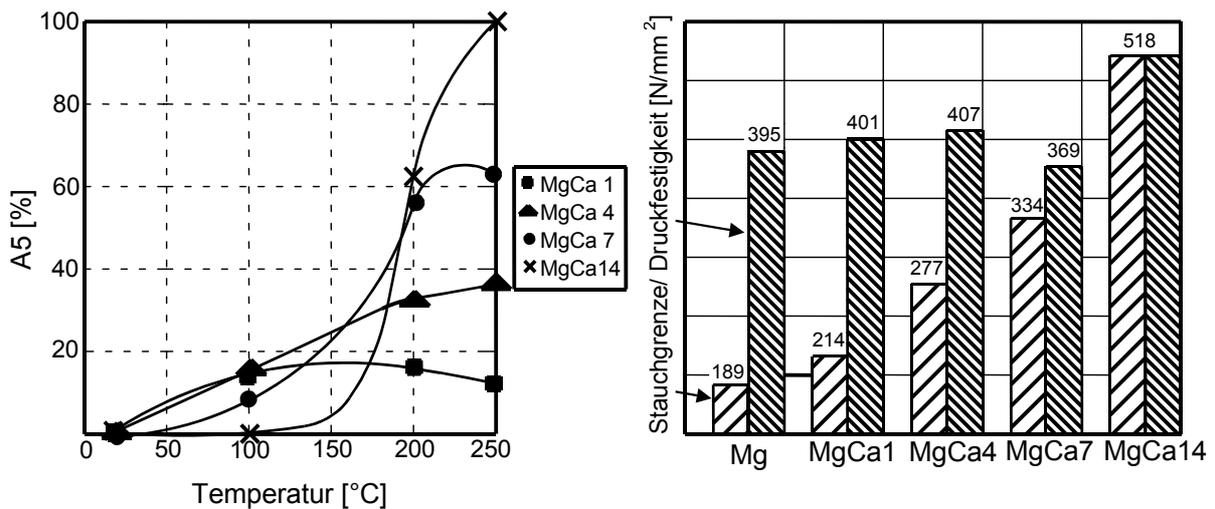


Bild 2.6: Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Temperatur für vier Mg-Ca Legierungen (links), Druckfestigkeit und Stauchgrenze der Mg-Ca Legierungen (rechts) /N.N.94c/

2.3.6 Mg-Al-Ca Legierungen

Magnesium-Kalziumlegierungen mit Kalziumgehalten von 0,1-0,2 m% wurden schon 1939 in Deutschland für Flugzeugteile verwendet /Bulian39/. So ist seit den 30er Jahren bekannt, dass mit Kalzium legierte Magnesiumlegierungen bessere mechanische Eigenschaften zeigen und die Entflammbarkeit des Magnesiumwerkstoffs verringert wird. Magnesiumlegierungen mit weniger als 1,5 m% Kalzium zeigen eine deutlich feinere Kornstruktur als Magnesiumlegierungen ohne

Kalziumgehalte. Der Unterschied der Korngröße liegt dabei in einem Verhältnis von bis zu 1 : 500. Die Verarbeitungseigenschaften durch Warm-Umformverfahren wie Walzen, Strangpressen und Drahtziehen werden verbessert /Mantell45/. Die Zusammensetzung, Streckgrenze, Zugfestigkeit und Dehnung einiger Mg-Al-Ca Legierungen zeigt die **Tabelle 2.4**.

Tabelle 2.4: Legierungen des Typs Mg-Al-Ca /Winkler94/

Legierung	R _e [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	ε [%]
Mg-5Al-2,5Ca	421	437	12,6
Mg-5Al-2,5Ca-3Zn	415	474	6
Mg-5Al-6,5Ca-3Zn	530	542	5,5
Mg-9Al-6,5Ca	538	567	3,2
Mg-5Al-2,5Ca-3Zn-1Mn	539	465	13
Mg-9Al-6,5Ca-3Zn-1Mn	540	570	6
Mg-8,5Al-2Ca-0,6Zn-0,2Mn	405	466	9,5
AZ 91 (zum Vergleich)	340	390	15

Ein weiterer Vorteil des Legierungselementes Kalzium ist die Steigerung der Kriechbeständigkeit von Mg-Al-Legierungen. So kann durch den Zusatz von 1 m% Kalzium zu einer Mg-Al-Legierung die Kriechbeständigkeit erhöht werden, wobei gleichzeitig jedoch die Neigung zu Warmrissen steigt /Polmear95/. Zusätzlich kann durch die Zugabe von Kalzium die Korrosionsbeständigkeit einer AZ80-Legierungen verbessert werden /Alves00/.

2.4 Magnesiumverarbeitung

Für den technischen Einsatz als Leichtmetallwerkstoff spricht die geringe Dichte von Magnesium und seinen Legierungen bei gleichzeitig mittleren Festigkeitswerten /Bargel99/. Weitere Vorteile von Magnesium und seinen Legierungen sind die schon genannte leichte Zerspanbarkeit und die gute Eignung zum Gießen. Zudem werden bei Urformprozessen lange Werkzeugstandzeiten erreicht, ein Recycling des Metalls ist möglich und Bauteile aus Magnesium sind wegen des geringen E-Moduls wenig empfindlich gegenüber Schlag- und Stoßbeanspruchung /Beitz95/.

Den Vorteilen stehen aber auch einige Nachteile gegenüber, die verschiedene technische Anwendungsbereiche für Magnesium bisher unzugänglich machten. Ein wichtiger Punkt ist die schlechte Verformbarkeit bei Raumtemperatur aufgrund des hexagonalen Gitters. Erst Temperaturen von über 220°C aktivieren zusätzliche Gleitebenen, die eine bessere Verformbarkeit ermöglichen.

Bei der Zerspanung von Magnesium ist darauf zu achten, dass sich wegen der sehr hohen chemischen Reaktionsfähigkeit keine Späne des Metalls selbst entzünden. Die hohe Affinität des Magnesiums zu Sauerstoff macht einen Korrosionsschutz (z.B. durch eine Lackschicht) für Bauteile unerlässlich, da nur eine instabile Oxidschicht aufgebaut wird /Cole97/.

Nach DIN 8580 „Begriffe der Fertigungsverfahren“ werden die verschiedenen Fertigungsverfahren in 6 Hauptgruppen unterteilt (**Bild 2.7**). Da im Rahmen dieser Arbeit die Umformung von Magnesiumknetlegierungen behandelt wird, soll in diesem Kapitel zum Stand der Technik bei der Verarbeitung von technischen Magnesiumlegierungen nur kurz auf die Hauptgruppe 1 „Urformen“ und umfassend auf die Hauptgruppe 2 „Umformen“ eingegangen werden.

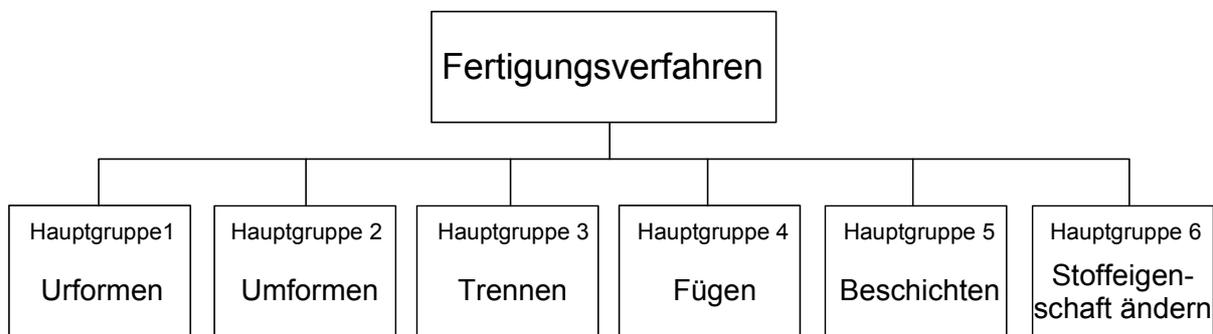


Bild 2.7: Einteilung der Fertigungsverfahren /DIN8580/

2.4.1 Magnesiumguss

Durch den niedrigen Schmelzpunkt ist Magnesium für gießtechnische Anwendungen besonders gut geeignet. Allerdings ist die Schmelze wegen ihrer hohen Reaktionsfreudigkeit mit Sauerstoff unbedingt vor Oxidation zu schützen. Dazu wird sie mit einer breiten Salzdecke aus Magnesiumchlorid, Magnesiumoxid und Kalziumfluorid abgedeckt und der Gießstrahl mit SO_2 umhüllt. Als weitere limitierende Faktoren für Gießverfahren sind die Neigung zu Mikroporosität, das hohe Schrumpfmaß sowie daraus resultierende Spannungs- und Härterisse zu nennen /Bargel99/.

Magnesium wird als Sand-, Kokillen- und Druckguss verarbeitet. Der Werkstoff wird hierbei unter einer Salzdecke in Eisentiegeln erschmolzen. Die Schmelze wird mit Salz durchmischt, um Oxid- und Chloridreste zu entfernen. Die anschließende Überhitzung auf 850 bis 900 °C sichert feinkörnigen Guss, da hierbei restliche Kristallisationskeime aufgelöst werden.

Für alle Gießtechniken lassen sich sehr hohe Formstandzeiten und damit eine hohe Produktivität erzielen, da Magnesium aufgrund seiner geringen Löslichkeit in Stahl

die Gussformen nicht erodiert /Bargel99/. Dieser Anwendung von Magnesium als Werkstoff kommt unter allen anderen die größte Bedeutung zu, da sich bisher nur auf diesem Weg für das hexagonale Magnesium komplizierte Bauteilgeometrien realisieren lassen. Als wichtigste kommerzielle Gusslegierung ist AZ91 (9 % Al, 1 % Zn, Mn) zu nennen, welche vor allem als Druckguss verarbeitet wird.

2.4.1.1 Druckguss

Das am häufigsten verwendete Verfahren zur Produktion von Magnesiumgussteilen ist der Druckguss. Die verarbeiteten Magnesiummengen pro Schuss liegen dabei normalerweise bei maximal 10 kg. Der Druck, mit dem die Magnesiumschmelze in die Druckgussform gepresst wird, kann bei modernen Druckgussanlagen bis zu 150 MPa betragen. Bei diesen Anlagen wird die Gussform in weniger als 100 ms gefüllt. Das gute Fließvermögen von Magnesium ermöglicht die Herstellung von Wandstärken von 2 mm und teilweise geringer. Durch die geringe spezifische Wärmekapazität von Magnesium erstarrt die Schmelze schneller als die anderer Metalle. Hieraus ergibt sich, dass der Verschleiß der Formen insbesondere im Vergleich zu Aluminium und Zink gering ist. Durch den geringen Verschleiß der Gussformen werden höhere Standzeiten erreicht, die schnelle Erstarrung ermöglicht kürzere Taktzeiten /Polmaer94/. Wegen der hohen Reaktivität von Magnesium wird die Verarbeitung unter einer Schutzgasatmosphäre durchgeführt. Zur Herstellung porenfreier Gussteile wird bei einigen neueren Varianten des Druckgusses statt Schutzgas ein reaktives Gas, bewährt hat sich dabei Sauerstoff, in die Form gefüllt. Während des Gießprozesses kommt es zu einer sofortigen Reaktion der Magnesiumschmelze mit dem Gas, wodurch ein Vakuum in der Form entsteht, das zum einen die Porenbildung unterdrückt und zum anderen die Formfüllung verbessert. Die durch die chemische Reaktion entstehenden Magnesiumoxide haben eine Partikelgröße von weniger als 1 µm und machen 0,1 bis 0,2 % des Gesamtgewichtes des Bauteils aus. Negative Auswirkungen der Magnesiumoxide konnten in diesem Zusammenhang nicht beobachtet werden. Es war lediglich ein leichter Härteanstieg zu registrieren /Ito92/. Das **Bild 2.8** zeigt als Beispiel eine Mg-Heckklappe die im Druckgussverfahren hergestellt wurde.

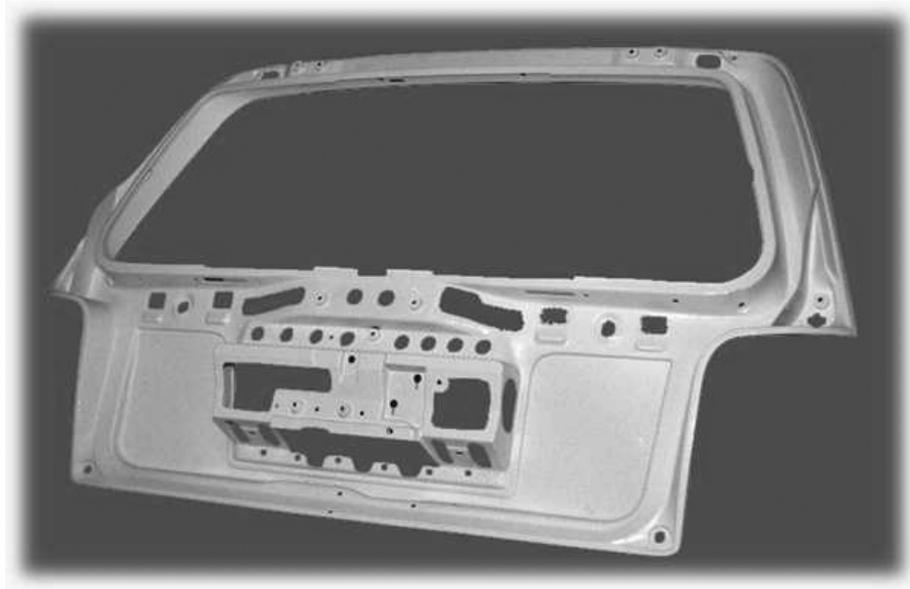


Bild 2.8: PKW-Heckklappe aus einer Magnesiumlegierung, Gewicht 2,7 kg, mittlere Wandstärke 1,7 mm, 1400 x 800 mm (Fa. Georg Fischer Mössner)

2.4.2 Magnesiumumformung

Der Markt von Magnesiumknetlegierungen für die Umformtechnik ist mit einer Nachfrage von einem Prozent des gesamten Primärmagnesiums ein sehr kleiner Markt und wird von Nordamerika beherrscht. Die Nachfrage nach Produkten aus diesen Legierungen ist in den Jahren 1987 bis 1995 um 10 % gefallen /Fumio96/ (vgl. **Bild 2.9**). Dies hängt mit den Kürzungen im Etat für Rüstung und Verteidigung zusammen, da der größte Absatzmarkt für geschmiedete Bauteile aus Magnesiumlegierungen die Rüstungs- und Raumfahrttechnik war. Für die Jahre 1995 bis 2000 ist ein stetiger Anstieg der Nachfrage, vor allem durch die Automobilindustrie, zu verzeichnen. Dieser Anstieg der Nachfrage wird auch über das Jahr 2000 hinaus erwartet.

Massivumformung von Magnesium wird also im Vergleich zum Druckguss seltener angewendet. Die Gründe dafür sind die höheren Kosten massivumformender Verfahren sowie unzureichende Kenntnisse und Erfahrungen seitens der Ingenieure. Wenn aber besondere Anforderungen an Sicherheit, Schwingfestigkeit und (in der Automobilindustrie) an die Druckdichtigkeit sowie das Crashverhalten gestellt werden, haben durch Massivumformung hergestellte Bauteile große Vorteile gegenüber Gussteilen. Nur durch Massivumformung lassen sich poren- und lunkerfreie und damit druckdichte Teile herstellen /Becker98, Schemme97/.

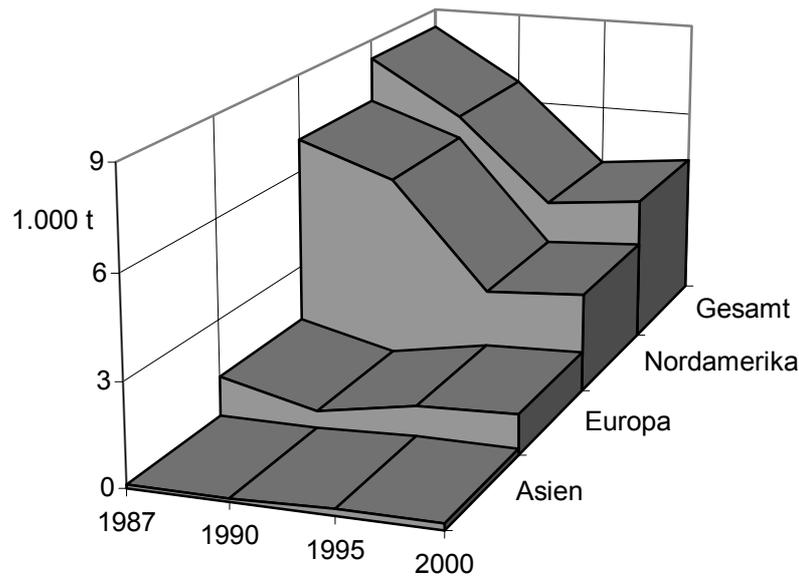


Bild 2.9: Verbrauch von Primärmagnesium für die Umformtechnik (nach /IMA/)

Zu den höheren Verarbeitungskosten der Umformverfahren kommt noch hinzu, dass eine plastische Verformung von Magnesium bei Raumtemperatur aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur nur begrenzt möglich ist, da Gleiten nur auf den Basisebenen $\langle 0001 \rangle$ und $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ möglich ist /Raynor59, Roberts60/. Die Gleitung auf der Basisebene findet dabei in Richtungen der dichtest gepackten Ebenen (z.B. Richtung $[11\bar{2}0]$) statt. Außerdem ist eine Zwillingsbildung auf den Ebenen $\{10\bar{1}2\}$ und $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ möglich. Insbesondere unter Druckspannung spielt die Zwillingsbildung als Verformungsmechanismus bei der Umformung von Magnesiumlegierungen neben dem Gleiten eine Rolle /Polmear95/. Die Neigung zur Zwillingsbildung von Magnesiumlegierungen bei der Umformung unter Druckbelastung führt zu einer ausgeprägten Zug-Druck Asymmetrie in den Festigkeitswerten /Ball94/.

Bei höheren Temperaturen von 200 °C bis 225 °C (abhängig von den Legierungsanteilen) werden durch thermische Schwingungen der Atome zusätzliche Gleitsysteme auf den Pyramidal- oder Prismenebenen $\{10\bar{1}1\}$ aktiviert (**Bild 2.10**) /Siebel40/. Diese Aktivierung zusätzlicher Gleitebenen bedeutet für das Umformvermögen von Magnesium und seinen Legierungen eine erhebliche Steigerung, die technisch relevante Umformprozesse wie Walzen, Tiefziehen oder Schmieden ermöglicht. Aus diesem Grund beschränkt sich die Massivumformung von Magnesium fast ausschließlich auf die Warmmassivumformung /Polmear94/.

Als Verformungsmechanismen unter Druckspannungen, wie sie bei der Umformung im Gesenk hauptsächlich auftreten, kommen für Magnesiumlegierungen die Zwillingsbildung und das Versetzungsgleiten auf Basis-, Pyramidal- und Prismenebenen zum Tragen.

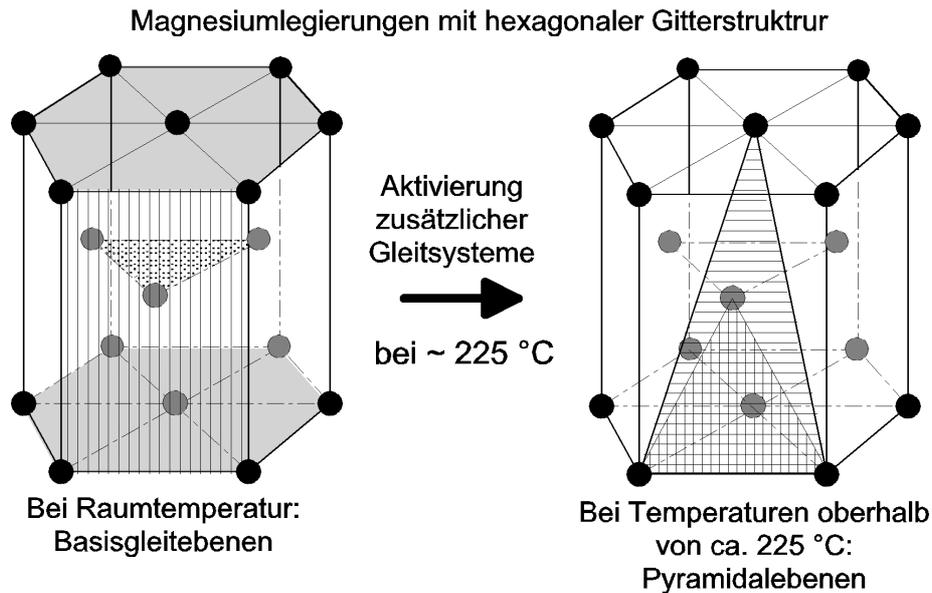


Bild 2.10: Elementarzelle und temperaturabhängige Gleitsysteme von hexagonalen Magnesiumwerkstoffen

2.4.2.1 Walzen

Durch Walzen kann Magnesium aus gegossenen Barren zu Blechen verarbeitet werden. Die Barren werden dafür auf eine Temperatur von 300 bis 450 °C erwärmt und anschließend in mehreren Walzstufen mit und teilweise auch ohne Zwischenerwärmung auf die gewünschte Blechstärke gewalzt. Aus gegossenen Barren von 30 cm Dicke lassen sich Bleche von 5 mm Stärke herstellen, wobei wegen des begrenzten Formänderungsvermögens von Magnesium 10 bis 20 Walzstufen notwendig sind /Roberts60/. Heute können Blechstärken mit Dicken von 1 mm gewalzt werden (vgl. **Bild 2.11**). Die Bleche können anschließend durch Tiefziehen weiterverarbeitet werden. Das Tiefziehverhalten ist stark von der Korngröße des Bleches abhängig. Bleche mit einem groben Korn weisen eine hohe Duktilität und geringe Festigkeit und damit ein gutes Umformvermögen auf, bekommen jedoch durch das Tiefziehen eine raue Oberfläche. Feinkörnige Bleche weisen auch nach der Umformung gute Oberflächen auf, lassen sich aber wegen der höheren Festigkeit und des geringeren Umformvermögens schlechter Tiefziehen /Doege96/.

Das Gewichtspotenzial von Magnesiumblechen kann am besten in großen, dünnen Strukturen genutzt werden. Denkbare Einsatzbereiche sind der Fahrzeuginnenbereich wie die Heckklappe des VW-Lupos, die aus verfahrenstechnischen Gründen jedoch als Druckgussteil hergestellt wird. Grundvoraussetzung zur Herstellung von Magnesiumblechbauteilen ist das Walzen. Erst seit ca. 1998 beschäftigen sich in Deutschland Hochschulen und Firmen wieder mit dem Walzen von Magnesiumlegierungen /Lehnert99/. In den 30er Jahren gab es in Deutschland schon

einmal vielfältige Anwendungen von Magnesiumblechen /Beck39/. Das damalige verfahrenstechnische und werkstofftechnische Wissen ist weitestgehend verloren gegangen und wird zur Zeit im Hinblick auf den Einsatz von Magnesiumblechen in der Automobilindustrie neu erarbeitet. Bleche aus AZ31 mit einer Dicke von 1,3 mm und guter Oberflächenqualität wurden bei der Salzgitter AG gewalzt und bei der VW AG zu einem Prototypen einer Innentür warm tiefgezogen. **Bild 2.11** zeigt die Herstellungsschritte des Magnesiumblechs durch Walzen.

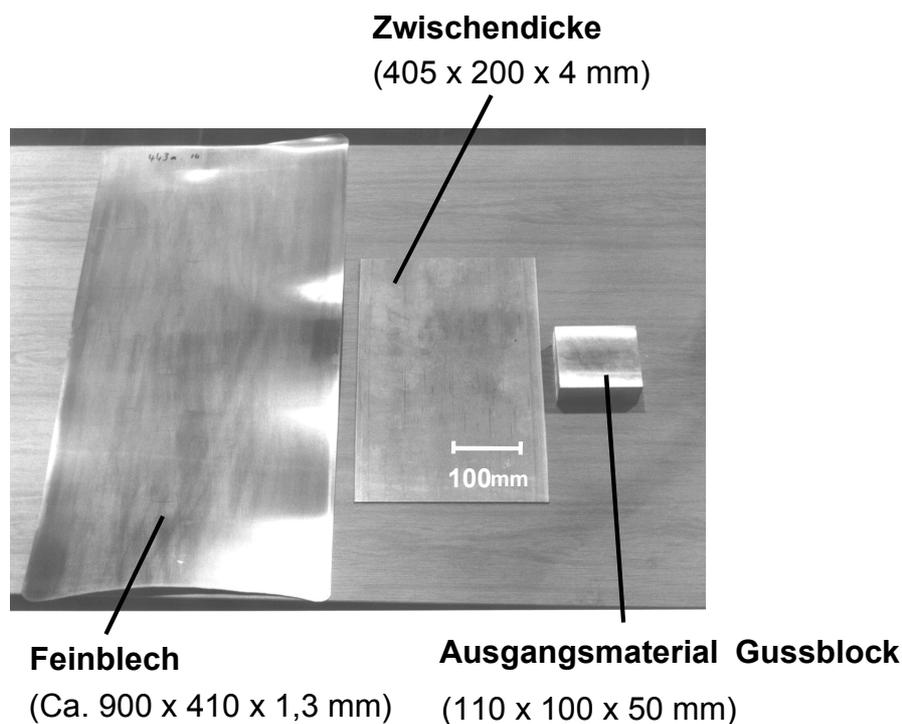


Bild 2.11: Walzen von Magnesiumlegierungen (Fa. Salzgitter AG) /Juchmann00/

Zur Zeit gibt es im Automobilbau aufgrund von technologischen Vorbehalten und der fehlenden Verfügbarkeit von Magnesiumblechen noch keine industriellen Anwendungen. Bei den Entwicklungsarbeiten stehen neben der verfahrenstechnischen Prozessoptimierung und Qualitätsverbesserung der erzeugten Magnesiumbleche die Legierungsentwicklung im Vordergrund, um das Leistungspotenzial des Leichtbauwerkstoffs Magnesium zu erhöhen. Dabei zeigen die Magnesiumbleche gegenüber den konkurrierenden Magnesiumdruckgussteilen die folgenden Vorteile /Juchmann00/:

- Ausgeglichenere mechanische Eigenschaften bei höheren Festigkeitswerten.
- Höhere Zähigkeit und damit bessere Energieabsorption im Crashfall.
- Konstante Materialeigenschaften über dem gesamten Bauteil, was zu einer verbesserten Bauteilsimulation und –konstruktion führt.
- Großflächige Teile mit Dicken kleiner 1,5 mm.
- Bessere Oberflächenqualitäten.

2.4.2.2 Blechumformung

Blechmaterial ist derzeit nur aufwendig herzustellen und zu verarbeiten, da Magnesium aufgrund seiner hexagonalen Gitterstruktur schlechte Kaltverformungseigenschaften aufweist. Bei den Untersuchungen zur Blechumformung von Magnesiumlegierungen gibt es trotzdem sowohl Ansätze zur Kaltumformung /Wagener00/ als auch zur Warmumformung /Dröder99/. Durch das gesteigerte Umformvermögen bei höheren Temperaturen werden bei der Warmumformung wesentlich höhere Grenzziehverhältnisse erzielt. Eckdaten zur Auslegung von Werkzeuggeometrien beim Biegen und Tiefziehen der Standardmagnesiumknetlegierung AZ31 werden von der DOW Chemical Company gegeben /DOW84/.

Experimentelle Untersuchungen am IFUM /Dröder99/ zum Tiefziehen von Magnesiumfeinblechen mit den Werkstoffen AZ31, AZ61 und MN150 bei leicht über RT erhöhter Temperatur (ca. 50 °C) für einen Stempeldurchmesser von $d_0 = 100$ mm haben eine eingeschränkte Tiefziehbarkeit gezeigt. Beim Tiefziehen eines rotationssymmetrischen Blechzuschnitts ($\beta_0 = 1,45$) trat bereits bei einer Ziehtiefe von nur wenigen Millimetern ein schlagartiges Reißen der Werkstoffe AZ61 und MN150 ohne sichtbare Einschnürung auf. Der Verlauf des Risses unterscheidet sich dabei deutlich von dem für Stahlwerkstoffe typischen Versagensbild.

In den experimentellen Untersuchungen mit einem beheizten Werkzeugsystem konnte festgestellt werden, dass die Formänderungsfähigkeit der Magnesiumlegierung AZ31 im Temperaturbereich zwischen 150 °C und 200 °C nahezu sprunghaft ansteigt, was sich in einem deutlichen Anstieg des Grenzziehverhältnisses widerspiegelt. Das maximale Grenzziehverhältnis von $\beta_{\max} \approx 2,0$ für eine rechteckige Ziehteilgeometrie (220 x 110 mm) aus AZ31 wurde bei einer Temperatur von 225 °C im Flanschbereich der Platine erreicht. Vergleichende Untersuchungen mit der Aluminiumlegierung AlMg4,5Mn0,4 zeigten einen flachen Anstieg des Grenzziehverhältnisses über der Temperatur mit einem ähnlichen maximalen Wert von $\beta_{\max} = 2,02$ bei $T = 200$ °C. Folglich bietet die temperierte Umformung von Blechen aus Magnesiumlegierungen ein großes Potenzial zur Steigerung des Formänderungsvermögens und damit zur Herstellung von komplexen Bauteilgeometrien /Doege99/.

Im Bereich des Fahrzeugbaus ergibt sich ein breites Anwendungsfeld für Bauteile aus umgeformten Magnesiumblechen. Eine Automobilkarosserie besteht zu 100 % aus Blechformteilen, die ca. ein Viertel des Fahrzeuggesamtgewichts ausmachen. Die Substitution herkömmlicher Stahlwerkstoffe durch Bauteile aus Magnesiumlegierungen könnte hier zu einer erheblichen Gewichtsersparnis beitragen. Von den deutschen Automobilherstellern treibt die VW AG die Entwicklung von Magnesiumblechverarbeitung von gewalzten und tiefgezogenen Blechbauteilen voran. So wurde von Friedrich /Friedrich00/ und Sebastian /Sebastian00/ der Prototyp einer tiefgezogenen Magnesiuminnentür präsentiert (**Bild 2.12**).



Bild 2.12: Prototyp einer Innentür aus einer Magnesiumknetlegierung (VW AG)

2.4.2.3 Strangpressen

Das für die Massivumformung von Magnesium am häufigsten eingesetzte Verfahren ist das Strangpressen. Zur Anwendung kommen das direkte, das indirekte sowie das hydrostatische Strangpressen /Savage00/. Das industriell verbreitetste Strangpressverfahren zur Verarbeitung von Magnesiumknetlegierungen ist das direkte Strangpressen ohne Schale oder Schmierung. Durch die geringe Wärmekapazität von Magnesiumlegierungen wird der Vorgang quasi-isotherm betrieben, d.h. der Pressstempel, der Rezipient und die Matrize werden etwa auf dieselbe Temperatur wie der Pressbolzen beheizt /Schemme00/. Verarbeitet werden zylindrische Blöcke im Gusszustand bei 300 bis 400 °C, wobei Stränge von bis zu 50 m Länge mit den vielfältigsten Querschnitten hergestellt werden /Fischer99/. Durch Strangpressen lassen sich sowohl Vollprofile als auch Hohlprofile (**Bild 2.13**) aus Magnesium herstellen.

Bei der Verarbeitung der Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ61 zu Hohlprofilen werden u.a. auch Kammermatrizen verwendet. Die Außenkontur wird dabei von der Matrize geformt, die Erzeugung der Innenkontur erfolgt im Kammerwerkzeug über einen Dorn, der sich über Brücken auf der Matrize abstützt. Der Pressblock wird an den Brücken in mehrere Einzelstränge getrennt, die sich in den Schweißkammern wieder vereinigen und dort druckverschweißen. Die Form der Außenkontur wird durch die Öffnung zwischen Dorn und Matrize festgelegt. Der Vorteil bei der Benutzung einer Kammermatrize besteht darin, dass die Schweißkammern mit Metall

gefüllt sind, wodurch ein Zutritt von Luftsauerstoff verhindert wird. Dadurch wird die Bildung einer Oxidhaut wirkungsvoll vermieden.

Nach dem Strangpressen müssen die Profile oft noch gerichtet werden. Dies geschieht durch Recken bei Temperaturen zwischen 200 und 300 °C. Eine anschließende Wärmebehandlung auf T5-Zustand, d.h. Warmaushärten, oder T6-Zustand, Lösungsglühen und Warmaushärten, zur Verbesserung der technischen Eigenschaften wird ebenfalls häufig vorgenommen /Becker98/. So können die mechanischen Eigenschaften einer ZK60 Legierung durch entsprechende Wärmebehandlungsmaßnahmen nach dem Strangpressen so verbessert werden, dass die mechanischen Eigenschaften mit denen der Aluminiumlegierungen der 6066-Serie vergleichbar sind /Closset00/.

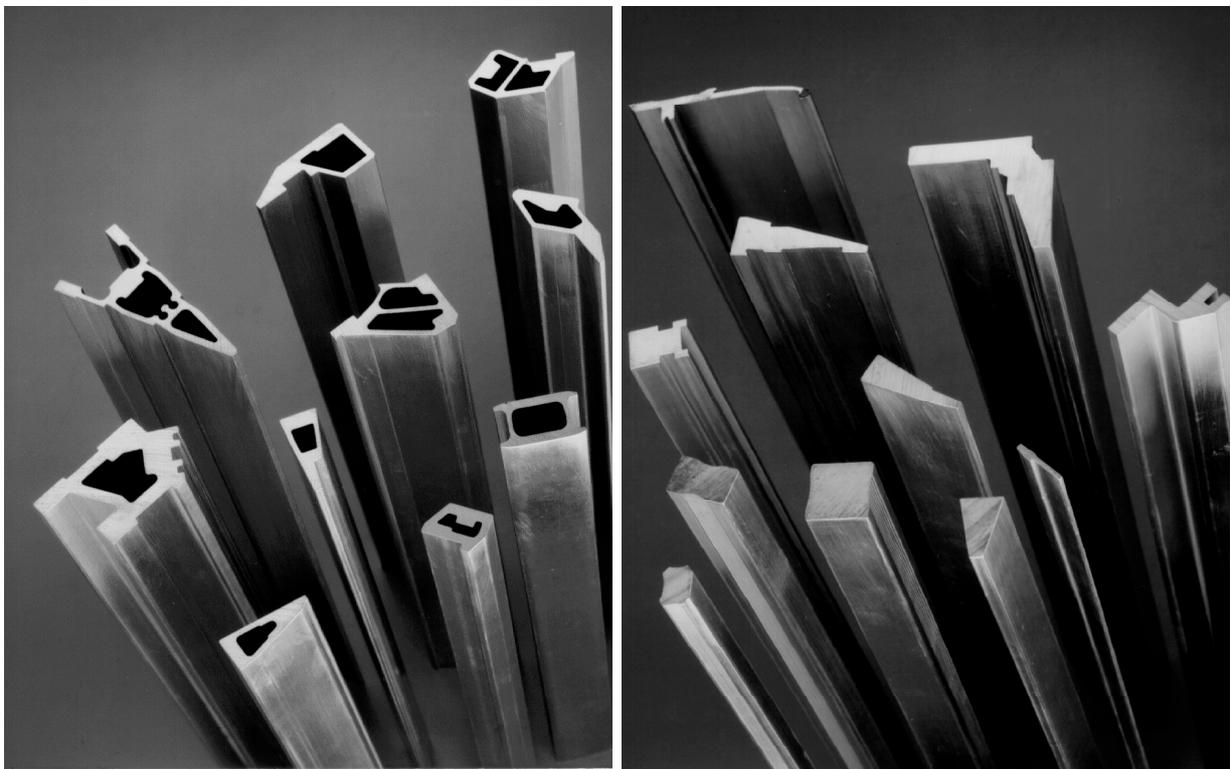


Bild 2.13: Hohl- und Voll- Strangpressprofile aus verschiedenen Magnesiumlegierungen (Fa. Otto Fuchs)

2.4.2.4 Gesenkumformung

Als Magnesium-Standardlegierung für die Massivumformung galt lange Zeit die Magnesium-Manganlegierung M1A. Diese Legierung ist nicht wärmebehandelbar und hat keine hohe Festigkeit, weshalb sie den heutigen hohen Ansprüchen und Anforderungen nicht mehr entspricht und daher faktisch nicht mehr verarbeitet wird. Zur Herstellung von Werkstücken aus Magnesium durch Gesenkumformung können

nach /ASM88/ verschiedene Magnesiumknetlegierungen eingesetzt werden. Diese Legierungen werden in vier Kategorien eingeteilt:

- Standardlegierungen: ZK21, AZ61 und AZ31
- Schmiedeteile mit hoher Festigkeit: ZK60 und AZ80
- Schmiedeteile für Einsatz im oberen Temperaturbereich: HM21 und EK31
- Sonderlegierungen: ZE42, ZE62 und QE22

In verschiedenen Untersuchungen zum Umformen von Magnesiumknetlegierungen haben sich aus den oben genannten Legierungen vor allem die Legierungen des Typs AZ (vgl. Kapitel 2.3) und die Legierung ZK60 als besonders geeignet für die Warmmassivumformung herausgestellt /N.N.98b, ASM90a/.

Die Basis für Magnesiumknetlegierungen bilden gegossene Barren. Für eine spätere Massivumformung muss gewährleistet sein, dass die Korngröße gleichmäßig und ausreichend klein ist. Seigerungszone und schädigende Phasen müssen vermieden werden. Bei der Massivumformung kann es ansonsten zu Rissen oder Warmbrüchen kommen.

2.4.2.4.1 Schmieden

Freiformschmieden

Das Freiformschmieden wird eingesetzt, um Gefügefehler nach dem Gießen, wie Poren und Lunker, auszuschmieden (das Gefüge wird „verschweiß“t) und so ein möglichst homogenes und fehlerfreies Gefüge mit einem feinen Korn zu erhalten. Da dieses Verfahren sehr aufwendig und somit teuer ist, wird es nur für kleine Stückzahlen oder bei der Herstellung von Vormaterial eingesetzt, welches aufgrund seiner Abmessungen durch Strangpressen nicht hergestellt werden kann.

Für Schmiedeteile werden im allgemeinen isotrope Festigkeitswerte verlangt, die nur durch eine möglichst homogene Umformung mit definierten Stauchgraden in allen Umformrichtungen erzielt werden können. Zur Vermeidung von anisotropen Eigenschaften ist beim Freiformschmieden, bei dem hohe Umformgrade auftreten können, gezieltes Umschmieden in allen Richtungen notwendig. Dazu sind nach /Becker99/ Umformgrade von mindestens 50 % notwendig, um die Kristallorientierung der vorgeschalteten Umformschritte aufzuheben. Andererseits kann dieser Effekt der verbesserten Festigkeiten in einer Vorzugsrichtung gezielt dazu ausgenutzt werden, die Vorformherstellung und das nachfolgende Schmieden so aufeinander abzustimmen, dass die Fließrichtung des Materials in die Hauptbeanspruchungsrichtung des Bauteils gelegt wird.

Gesenkschmieden

Gesenkschmiedestücke zeigen gegenüber Gussteilen ein durch das Herstellungsverfahren bedingtes gleichmäßigeres Gefüge mit einem, vor allem gegenüber der spanenden Fertigung, günstigen und ununterbrochenen Faserverlauf. **Bild 2.14** zeigt den günstigen, den Konturen des Werkstücks folgenden Faserverlauf im Vergleich mit der inneren Struktur des Gussteils und des spanend hergestellten Bauteils. Damit besitzen Gesenkschmiedestücke bessere mechanische Eigenschaften sowie saubere, glatte Oberflächen. Gesenkschmiedestücke kommen vor allem in solchen Fällen zum Einsatz, bei denen ein Höchstmaß an Sicherheit gegen Versagen durch Missbrauch, durch Stoßbelastung und durch schwingende Beanspruchung gewährleistet sein muss.

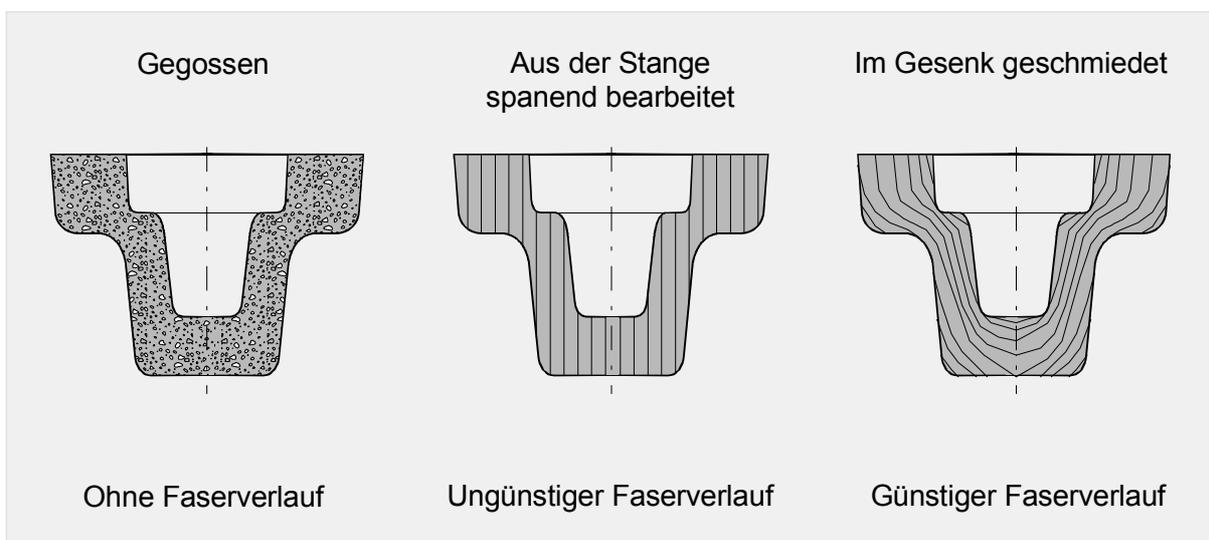


Bild 2.14: Innere Struktur eines Bauteils bei verschiedenen Herstellungsverfahren /DIN9005/

Zum Schmieden von Magnesiumlegierungen werden meist durch Strangpressen, teilweise aber auch durch Walzen oder Strangguss hergestellte Halbzeuge benutzt. Insbesondere stranggepresstes Magnesiumhalbzeug eignet sich aufgrund des feinkörnigen Gefüges gut zum Schmieden. Dagegen bilden sich bei Ausgangsmaterialien mit grobkörnigem Gefüge leicht Risse. Im allgemeinen werden entweder hydraulische Pressen oder langsam arbeitende mechanische Pressen zum Schmieden von Magnesium eingesetzt, da Magnesiumlegierungen auch bei höheren Temperaturen nur ein begrenztes Verformungsvermögen aufweisen. Aus diesem Grund werden zum Schmieden von Magnesium oft mehr Schmiedestadien benötigt, als dies bei Schmiedeteilen aus anderen Werkstoffen der Fall wäre.

Insbesondere beim Gesenkschmieden werden mehrstufige Verfahren angewendet, wobei nach dem "Prinzip der fallenden Temperaturen" gearbeitet wird. Durch diese Vorgehensweise werden unerwünschte Rekristallisationen vermieden, die

vorzugsweise in Bereichen geringer Umformgrade stattfinden und dort zu Kornwachstum und Festigkeitsabnahmen führen. Daher müssen die einzelnen Schmiedeeoperationen auf fallenden Temperaturniveaus durchgeführt werden, wobei die zulässigen Maximal- und Minimaltemperaturen zu beachten sind. Die Schmiedetemperatur liegt mindestens 50 °C unter der Solidus-Temperatur, die untere Temperaturgrenze wird durch die Gefahr der Rissbildung definiert. Die Anfangstemperatur wird in Abhängigkeit von der Gestalt des Werkstückes, der erforderlichen Umformarbeit und der Anzahl der erforderlichen Arbeitsgänge gewählt. Bei einigen Legierungen sind außerdem niedrig schmelzende Eutektoide zu berücksichtigen. Die Schmiedetemperatur darf nur wenig streuen, da die Korngröße schon bei geringen Temperaturunterschieden variieren kann. Aus Magnesiumlegierungen geschmiedete Bauteile (**Bild 2.15**) werden nach dem Schmieden oft im Wasserbad abgeschreckt, um Rekristallisation und Kornwachstum zu vermeiden /Lange77, Becker98/.



Bild 2.15: Geschmiedetes und bearbeitetes Hubschrauber-Strukturteil aus ZK30, \varnothing 700 mm (Fa. Otto Fuchs)

Da Magnesium ein guter Wärmeleiter ist, müssen die Werkzeuge vorgewärmt werden. Anderenfalls würde dem Werkstück während des Schmiedens durch den Kontakt zum Gesenk zuviel Wärme entzogen, wodurch es zu Rissbildungen am Werkstück kommen könnte /Semantia88/. Als Schmierstoff wird meist Graphit in Öl oder Wasser verwendet. Beim Schmieden von Magnesium mit Grat sollte die Gratbahn nicht geschmiert werden, um den Gleitwiderstand zu erhalten. Das Entgraten von Gesenkschmiedestücken aus Magnesiumlegierungen erfolgt aufgrund der Sprödigkeit durch Kaltsägen /Lange77/.

Arbeitsablauf beim Gesenkschmieden

Den Arbeitsablauf beim Schmieden in einzelnen Schritten stellt **Bild 2.16** dar /Lange84/.

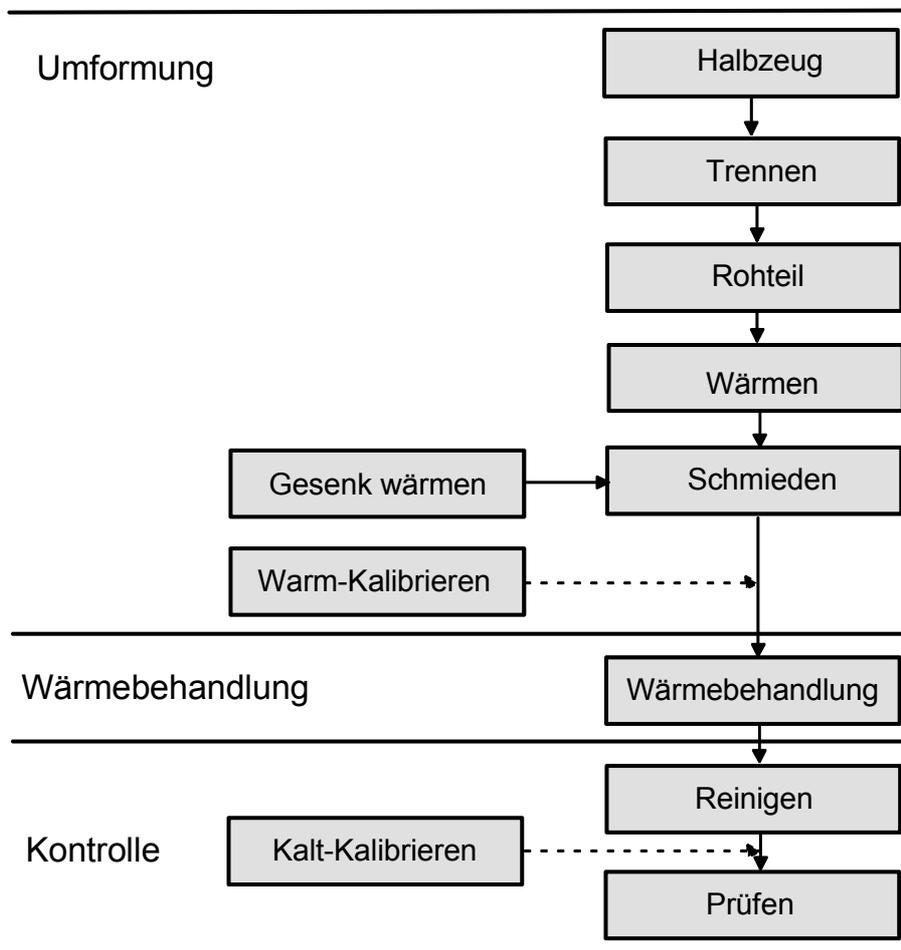


Bild 2.16: Arbeitsablauf beim Gesenkschmieden /Lange84/

Auswahl und Trennen der Halbzeuge

Zum Gesenkschmieden von Magnesiumknetlegierungen wird als Ausgangsmaterial üblicherweise stranggepresstes oder für großflächige Teile auch gewalztes Halbzeug verwendet. Für kleine Gesenkschmiedestücke, die in großen Serien gefertigt werden, kann die Verwendung von stranggepressten Profilen wirtschaftlich sein, wenn deren Geometrie der späteren Bauteilform nahe kommt. Ebenso kann auch Strangguss als Halbzeug für die Herstellung schwerer und kompakter Teile eingesetzt werden, wobei eine hinreichende Durchknetung des Ausgangswerkstoffs beim Schmieden zum Verschweißen der Poren und Fehlstellen sichergestellt sein muss. Die Schmiederohnteile selbst werden zum überwiegenden Teil durch Sägen von Stangenmaterial mit hohen Schnittgeschwindigkeiten hergestellt.

Magnesiumlegierungen des ZK-Typs können aus dem Gusszustand geschmiedet werden. Die Schmiedbarkeit der Magnesiumknetlegierungen auf AZ-Basis hängt unter anderem von der Korngröße des Rohteils ab. Um gute Schmiedeergebnisse zu erzielen, werden stranggepresste oder gezogene Stäbe bzw. Drähte zu Rohteilen verarbeitet. Durch Sägen werden die Stäbe bzw. Drähte in Abschnitte getrennt. Weil beim Kaltschneiden eine große Restbruchfläche auftritt, die für eine schlechte Qualität der Trennfläche verantwortlich ist, kommt dieses Verfahren zur Herstellung der Rohteile nicht zur Anwendung. Die Rohteile müssen frei von Oberflächendefekten sein, aus denen sich während des Schmiedeprozesses Risse oder Poren bilden können und so zu fehlerhaften Schmiedeteilen führen würden /ASM88, ASM90b/.

Wärmebehandlung vor dem Schmieden

Ziel einer Wärmebehandlung ist es, einem Werkstoff für die Anwendung oder Weiterverarbeitung erwünschte Eigenschaften zu verleihen, ohne andere Eigenschaften (z.B. Korrosionsbeständigkeit und Bruchzähigkeit) negativ zu beeinflussen.

Dem Weichglühen von Drahtbunden, Stäben und Abschnitten kommt im Rahmen der Rohteilherstellung eine große Bedeutung zu. Mit dem Weichglühen wird ein verfestigter Gefügestand mit dem Ziel besserer Verformbarkeit mittels Glühen wieder entfestigt. Das Weichglühen ist ein Rekristallisationsglühen. Die Standard-Magnesiumknetlegierungen werden bei etwa 300 bis 350 °C weichgeglüht.

Das Homogenglühen, auch Homogenisieren genannt, wird bei gegossenen Halbzeugen angewendet. Die Erstarrung legierter Schmelzen vollzieht sich in einem mehrphasigen Temperaturbereich, in dem feste und flüssige Phasen bei jeder Temperatur eine andere chemische Zusammensetzung anstreben. Um ein für das Schmieden günstiges, homogenes Gefüge zu erzielen, werden Glühzeiten von 1 bis 10 h eingestellt. Oft bewirkt eine Warmumformung eine so ausreichende Gefügehomoenisierung, dass dann auf ein vorausgehendes Homogenglühen verzichtet werden kann.

Erwärmen und Schmieden

Jeder Werkstoff, so auch die verschiedenen Magnesiumlegierungen, müssen in einem bestimmten Temperaturbereich geschmiedet werden. Die untere Grenze der Schmiedetemperatur entspricht der Rekristallisationstemperatur. Mit Rücksicht auf Umwandlungsvorgänge im Kristallgitter wird sie meist höher gewählt. Die obere Grenze wird durch übermäßige Oxidation, Grobkornbildung oder wiederum durch Phasenumwandlungen bestimmt. Innerhalb der Umformtemperaturbereiche ändert sich die Fließspannung (Widerstand gegen die Umformung) teils beträchtlich. Um mit niedrigen Spannungen und Kräften schmieden zu können, wird man daher, auch wegen der bei Temperaturdifferenz zwischen Werkstück und Werkzeug unvermeidlichen Abkühlung, mit höchstzulässiger Temperatur beginnen.

Schmiede- und Gesenktemperaturen

Der Bereich der Schmiedetemperatur von Magnesiumlegierungen (min. 250 bis max. 450 °C) ist für die verschiedenen Legierungen eng begrenzt, ein Überschreiten der Solidustemperatur führt zu irreparablen Beschädigungen des Gefüges durch Korngrenzenanschmelzungen, die eine Versprödung des Werkstoffs zur Folge haben. Die tatsächliche Temperatur beim Umformen im Schmiedestück hängt von dem Wechselspiel zwischen Abkühlung und Temperaturzunahme durch Umwandlung von Umformarbeit in Wärme ab. Daher ist die Anfangstemperatur beim Schmieden in Abhängigkeit von der Formänderung und der Umformgeschwindigkeit festzulegen.

Die Gesenke lassen sich bis auf Schmiedetemperatur vorwärmen (isothermes Gesenkschmieden), ohne dass ihre Warmfestigkeit unzulässig beeinträchtigt wird. Die Werkzeugtemperatur übt einen wesentlichen Einfluss auf das Umformverhalten und damit Gravurfüllungsverhalten aus. Die hohe thermische Leitfähigkeit des Magnesiums führt besonders beim Schmieden von feingliedrigen Werkstücken vor allem in unbeheizten Werkzeugen zu einem hohen Wärmeverlust beim Fließen des Werkstoffs in enge Gesenkhohlräume. Hierdurch wird das Umformvermögen des Werkstoffs bei gleichzeitig höherem Kraftbedarf für die Umformung stark herabgesetzt.

Als Gesenkwerkstoffe werden hauptsächlich die Warmarbeitsstähle X40CrMoV53 und 55NiCrMoV6 verwendet, die noch bei Temperaturen bis über 500 °C Festigkeitswerte von 600 N/mm² aufweisen /Beitz95/. Die Oberflächen der Werkzeuge sind oft poliert, um einerseits für einen besseren Werkstofffluss und andererseits für höhere Oberflächengüte des Schmiedeteils zu sorgen.

Die Magnesiumlegierungen des AZ-Typs werden bei Temperaturen von 280 bis 380 °C geschmiedet. Die Gesenke werden dabei je nach eingestellter Schmiedetemperatur auf etwa 250 bis 315 °C vorgewärmt. Das Erwärmen der Rohteile erfolgt in Gas- oder Elektroöfen, wobei wegen der Gefahr der Grobkornbildung darauf geachtet werden muss, dass die angegebenen Schmiedetemperaturen auch während des Schmiedeprozesses nicht überschritten werden. Bei Temperaturen von unter 480 °C kann auf eine Schutzgasatmosphäre im Ofen verzichtet werden. Die Rohteile sollen im Kern und an der Oberfläche gleichmäßig erwärmt sein. Dafür haben sich Umluftöfen bewährt, in denen die Luft ständig zirkuliert. Bei falsch gewählten Schmiedetemperaturen kommt es zu den gleichen Versagensarten wie bei Aluminiumlegierungen: Zu geringe Temperaturen führen zu einem erhöhten Kraftbedarf, geringerem Umformvermögen und Rissbildung. Zu hohe Temperaturen ergeben eine Grobkornbildung und Anschmelzung der Korngrenzen.

Umformmaschinen und Umformgeschwindigkeiten

Zum Schmieden der Magnesiumlegierungen werden Hämmer nur sehr selten eingesetzt, da bei den sehr hohen Umformgeschwindigkeiten der eng begrenzte zulässige Schmiedetemperaturbereich lokal im Schmiedestück in unzulässiger Weise überschritten wird. Zurückzuführen ist dies auf die von der Umformmaschine eingebrachte Energie, die während des Umformvorgangs aufgrund hoher innerer und äußerer Reibung, d.h. in Bereichen starken Werkstoffflusses und hoher Relativbewegung zwischen Werkzeug und Werkstück, in beträchtliche Wärme dissipiert wird. Trotz der guten Leitfähigkeit der Magnesiumlegierungen kann diese dann örtlich zu einem Überschreiten der Solidustemperatur der niedrigst schmelzenden Phase führen. Darüber hinaus erfordern hohe Umformgeschwindigkeiten einen höheren Kraftbedarf bei gleichzeitig vermindertem Umformvermögen.

Spindel- und Exzenterpressen werden häufig für das Schmieden von Magnesiumwerkstücken einfacher Gestalt mit mittleren Stückgewichten eingesetzt. Während Exzenterpressen eine gegenüber Spindelpressen deutlich höhere Ausbringung gewährleisten, erlauben Spindelpressen eine ausreichend genaue Einstellung der Umformgeschwindigkeit. Hydraulische Pressen werden aufgrund ihrer guten Einstellbarkeit in Bezug auf Umformgeschwindigkeit und Umformkraft zum Schmieden von Werkstücken großflächiger und komplexer Gestalt mit hohen Stückgewichten eingesetzt. So erfolgt das Gesenkschmieden der Magnesiumlegierung AZ31 auf hydraulischen Pressen und langsam arbeitenden mechanischen Pressen. Mit diesen Umformmaschinen können schmale Ecken und lange dünne Stege realisiert werden. Kantenradien von 1,6 mm sind nicht ungewöhnlich.

Tabelle 2.5 zeigt die wichtigsten Kenngrößen der am häufigsten eingesetzten Umformmaschinen. Durch die Wahl einer Umformmaschine ist jedoch nicht nur die Umformgeschwindigkeit in bestimmten Grenzen festgelegt, sondern auch Parameter wie maximale Hubzahl, Nennkraft bzw. Arbeitsvermögen und Druckberührzeit.

Tabelle 2.5: Standard-Kenngrößen ausgewählter Umformmaschinen /Doege00/

Umformaggregat-kenngröße	Hammer	Spindel-presse	Exzenter-presse	Hydraulische Presse
Auftreffgeschw. [m/s]	5 bis 6	0,5 bis 0,9	ca. 0,7	bis 0,25
Umformgeschwindigkeit ($h_0 = 20\text{mm}$ und 20 s^{-1})	50 bis 300	5 bis 45	7 bis 35	bis 8
Druckberührzeit [ms] (mittlerer Wert)	10	70	80	ca. 600
max. Hubzahl [1/min]	60 bis 120	25 bis 40	70 bis 90	bis 30
Nennkraft [kN]		12.500	20.000	20.000
Arbeitsvermögen [kNm]	40	67		

Schmiermittelauswahl

Aufgrund der bei Magnesiumlegierungen nicht vorhandenen Oxidschicht, wie sie beim Stahlschmieden durch den Werkstückabbrand in Form von mikroskopisch kleinen Zunderpartikeln entsteht und gleichzeitig eine Trennwirkung zwischen Werkzeug und Werkstück hervorruft, kommt dem tribologischen System beim Schmieden der Magnesiumlegierungen eine hohe Bedeutung zu. Als Schmierstoffe kommen beim Magnesiumschmieden neben wasserbasierten auch ölbasierte Graphitsuspensionen sowie graphitfreie Schmierstoffe auf Ölbasis zum Einsatz. Bei hochangewärmten Gesenken bildet eine Graphit-Wasser-Suspension keine gleichmäßige Schmierschicht, so dass Graphit in Öl benutzt werden muss /Ostermann98/. Seifen, Talg oder Wachse werden bei komplexen Gravuren verwendet.

Beim Schmieden der Magnesiumlegierung AZ31 wird als Schmierstoff eine Dispersion aus Graphit in Öl oder Kerosin verwendet. Der Schmierstoff wird auf die vorgewärmten Gesenke aufgetragen, das Trägermaterial verdampft und hinterlässt einen gleichmäßigen Graphitschmierfilm. Zusätzlich zum Auftragen des Schmiermittels auf das Gesenk, kann das Rohteil vor dem Schmieden in das Schmiermittel eingetaucht werden. Bei geringen Werkzeugtemperaturen wird anstelle öl- oder kerosinbasierter Schmiermittel eine Dispersion von Graphit in Wasser eingesetzt.

Wärmebehandlung der Magnesiumknetlegierung AZ31 nach dem Schmieden

Nach /ASM88, ASM90b, ASM91/ werden Schmiedeteile aus AZ31 immer im geschmiedeten Zustand ohne nachfolgende Wärmebehandlungen eingesetzt. Erst bei höheren Gehalten an Aluminium werden Magnesiumlegierungen vom Typ AZ einer Wärmebehandlung unterzogen. Ein Beispiel hierfür ist die Legierung AZ80. Über die Wärmebehandlungstemperaturen und -zeiten der verschiedenen Magnesiumknetlegierungen ist bisher wenig veröffentlicht.

Kontrolle

Die Qualitätskontrolle beginnt bereits bei der Herstellung des Vormaterials und schließt die Kontrolle der chemischen Zusammensetzung, von Gefügefehlern, Oxideinschlüssen und Materialtrennungen ein. Die Endkontrolle setzt sich aus den beiden Teilschritten Reinigen und Prüfen zusammen. Nach dem Schmiedevorgang werden die Schmiedeteile gereinigt. Wie Aluminiumschmiedeteile sehen sich auch Magnesiumschmiedeteile hohen Anforderungen an ihr optisches Erscheinungsbild ausgesetzt. Schmiedeteile aus den Magnesiumlegierungen des AZ-Typs werden durch Sandstrahlen gereinigt. Beim Reinigen mit Natronlauge kann es bei Magnesiumschmiedeteilen zu Grübchenbildung und elektrochemischer Korrosion kommen. An die Reinigung schließt sich die Prüfung der Maße, der Oberfläche im Hinblick auf Schmiedefalten und Grobkorn sowie die stichprobenartige Ermittlung der Festigkeitswerte an.

Schmiedeparametervergleich von AZ31 mit AlMgSi1 und Ck35

Die **Tabelle 2.6** gibt einen zusammenfassenden Überblick über die Schmiedeparameter der Magnesiumknetlegierung AZ31. Zum Vergleich sind die Aluminiumknetlegierungen AlMgSi1 sowie der Vergütungsstahl Ck35 gegenübergestellt.

Tabelle 2.6: Schmiedeparameter für verschiedene Werkstoffe

Schmiedeparameter	AZ31	Al MgSi1	Ck35
Halbzeug	stranggepresste Stäbe, Drähte	stranggepresste Stäbe; Drähte; Profile; gewalzte Bänder; Strangguss	gewalztes Band; gewalzte, stranggepresste Profilstäbe; gewalzte, stranggegossene Brammen; stranggepresste, gezogene Stäbe
Trennverfahren	Sägen	Sägen (Scheren)	Scheren, Brechen Sägen, Trennschleifen
Wärmebehandlung vor dem Schmieden	Weichglühen bei 300°C; Homogenisieren	Weichglühen bei 350-450°C; Homogenisieren	Weichglühen bei 600-700°C; Homogenisieren
Schmiedetemperatur	290-370°C	430-560°C	850-1300°C
Werkzeugtemperatur	260-315°C	95-150°C 150-260°C 300-430°C	RT 100-300°C
Heizvorrichtung	Gasofen, Elektroofen	Gasofen, Elektroofen	Gas-, Elektroofen, induktive Erwärmung
Umformmaschine	hydr. Presse, langsame mech. Presse	Spindel-, Exzenterpresse, hydr. Presse	Hammer, Spindel-, Exzenterpresse
Schmiermittel	öl- und kerosinbasierte Graphitdispersionen	wasser- und öl-basierte Graphitsuspensionen, öl-basierte, Graphit freie Schmiermittel	wasser- und öl-basierte Graphitsuspensionen
Wärmebehandlung nach dem Schmieden	keine Wärmebehandlung nach dem Schmieden	Aushärten: Lösungs-glühen bei 530°C, Abschrecken in Wasser, Auslagern	Vergüten: Härten 860°C, Abschrecken in Öl, Anlassen 625°C (1-2h)
Reinigen	Sandstrahlen	Beizen mit NaOH-Lösung	Beizen, Gleitschleifen, Sandstrahlen

2.4.2.4.2 Präzisionsschmieden

Das Präzisionsschmieden zur endkonturnahen Herstellung qualitativ hochwertiger Bauteile ist ein relativ junges Fertigungsverfahren aus dem Bereich des Gesenkschmiedens. Mit den Konstruktionswerkstoffen Stahl und Aluminium konnte das Verfahren schon erfolgreich zur Herstellung komplexer Zahnradgeometrien eingesetzt werden /Polley98, Bohnsack99/. Abgesehen von geometrisch einfachen präzisionsgeschmiedeten Bauteilen existieren aber für den Werkstoff Magnesium keine Erkenntnisse /Papke96/.

Das als Sonderverfahren des Gesenkschmiedens entstandene Präzisionsschmieden erfolgt im geschlossenen Gesenk ohne Ausgleichsraum, so dass die Bildung von Grat nahezu entfällt (**Bild 2.17**).

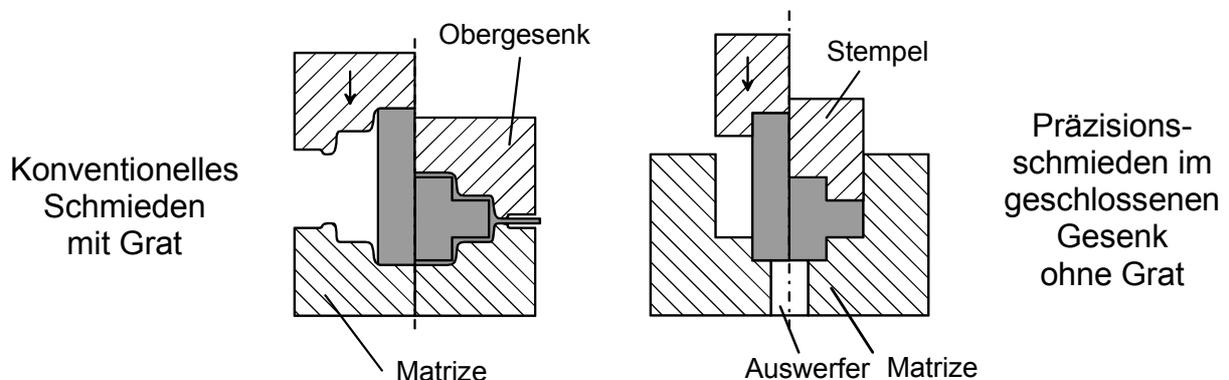


Bild 2.17: Schmieden mit und ohne Grat

Bauteile können mit Toleranzen bis IT 8 /DIN7151/ hergestellt werden, wobei die beim konventionellen Schmieden mit Grat überwiegend nötige spanende Nachbearbeitung auf eine Hart-Feinbearbeitung beschränkt werden kann.

Nach /Bohnsack99/ und /Wiesner96/ hat das Präzisionsschmieden gegenüber dem herkömmlichen Gesenkschmieden folgende Vorteile:

- Herstellung nahezu einbaufertiger Bauteile,
- verbesserte Werkstoffausnutzung durch gratloses Schmieden und
- Verringerung der spanenden Nachbearbeitung.

Als Voraussetzung für einen optimalen Präzisionsschmiedeprozess muss ein volumengenaueres Rohteil eingesetzt werden, um aufgrund der Volumenkonstanz und auftretender Bauteilschrumpfung die gewünschten Bauteilmaße zu erreichen. Für den Umformprozess ist zusätzlich eine genaue Einhaltung der Aufwärmtemperatur des Rohteils und der Werkzeugtemperatur zu berücksichtigen. Zur Werkzeugverschleißminderung ist außerdem auf geeignete Schmierung zu achten. Eine notwendige Steigerung der Maschinengenauigkeit und die hohen Anforderungen an

die Werkzeuge bringen es mit sich, dass mittels Präzisionsschmieden nur bestimmte Geometrien bzw. Bauteile realisierbar sind /Meier88, Michaelis86/. Zur Optimierung des bisherigen Einsatzes und zur Erweiterung der Produktpalette präzisionsgeschmiedeter Bauteile müssen die Bereiche der Werkzeugauslegung und Wärmebehandlung weiter verbessert werden. Aber auch Fragen des Werkstoffflusses und der gratlosen Formgebung werden untersucht, um die Ergebnisse des materialsparenden Fertigungsverfahrens zu verbessern /Dohmann84/. **Bild 2.18** zeigt am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) aus verschiedenen Werkstoffen präzisionsgeschmiedete Bauteile.



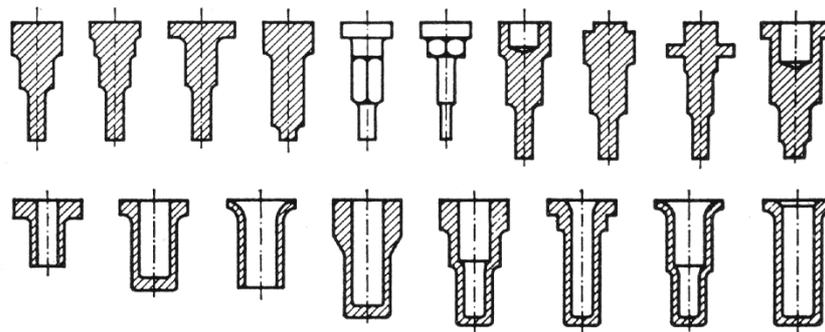
Bild 2.18: Am IFUM präzisionsgeschmiedete Bauteile

2.4.2.4.3 Napf-Rückwärtsfließpressen

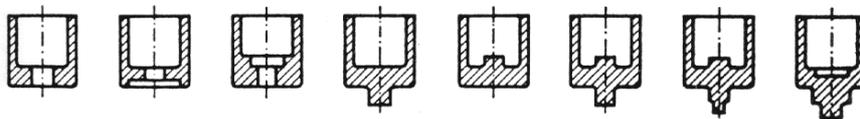
Fließpressen ist ein Massivumformverfahren, bei dem der Werkstoff unter Einwirkung einer hohen Kraft bzw. eines hohen Druckes zum Fließen gebracht wird. In den meisten Anwendungen erfolgt die Formgebung bei Raumtemperatur (Kaltfließpressen), womit pressblanke Werkstücke mit hoher Maßgenauigkeit erzeugt werden können.

Für Magnesiumlegierungen werden die Rohlinge und Werkzeuge erwärmt. Die so erzeugten Werkstücke haben allerdings geringere Maßgenauigkeiten und rauhere Oberflächen als kalt gepresste, dafür sind geringere Presskräfte notwendig. Mit dem Verfahren des Fließpressens werden Massiv- und Hohlteile in einer großen Gestaltungsvielfalt erzeugt. Eine Auswahl gibt die schematische Darstellung einiger Fließpressteile im **Bild 2.19**. Das Napf-Rückwärtsfließpressen gehört zu den Verfahren des Fließpressens. Die Verfahren des Fließpressens werden nach der Richtung des Werkstoffflusses bezogen auf die Werkzeughauptbewegung in

Vorwärts-, Rückwärts- und Quer-Fließpressen sowie nach der Geometrie der Presseile in Voll-, Hohl- und Napf-Fließpressen unterteilt /Spur84/.



Vorwärts-Fließpressteile



Rückwärts-Fließpressteile

Bild 2.19: Schematisch dargestellte Fließpressteile

Beim Rückwärtsfließpressen ist der Werkstofffluss der Stempelbewegung entgegengerichtet. Durch den Stempeldruck über die Fließgrenze hinaus wird der Werkstoff zum Fließen gebracht. Nach dem Anlegen an die Innenkontur der Matrize ist ein weiteres seitliches Ausweichen des Werkstoffs nicht möglich, das Material wird zwischen Oberstempel und Gesenkmatrize in Richtung des Stempels gepresst. Das Napf-Rückwärtsfließpressen stellt dabei ein besonderes Verfahren des Rückwärts-Fließpressens dar, wobei aus einem Vollkörper ein vornehmlich dünnwandiger Hohlkörper (Napf, Hülse, Becher) hergestellt wird /Spur84/. Die formgebende Werkzeugöffnung wird dabei durch Stempel und Pressbüchse (Matrize) gebildet.

Durch Napf-Rückwärtsfließpressen lassen sich dünn- und dickwandige napfförmige Pressteile aus Stahl und NE-Werkstoffen herstellen. Es ist das heute industriell am häufigsten angewendete Fließpressverfahren überhaupt. Außen- und Innenformen der Nöpfe sind meist kreisförmig. Der Anteil der nichtrotationssymmetrischen Formen nimmt jedoch ständig zu. Ein bekanntes Beispiel hierfür ist das Schlüsseloch einer Innensechskantschraube. Es gibt kein alternatives Fertigungsverfahren, mit dem sich ein solches Sackloch ähnlich wirtschaftlich herstellen ließe. **Bild 2.20** zeigt die Prinzipdarstellung des Verfahrens Napf-Rückwärtsfließpressen /Lange88/.

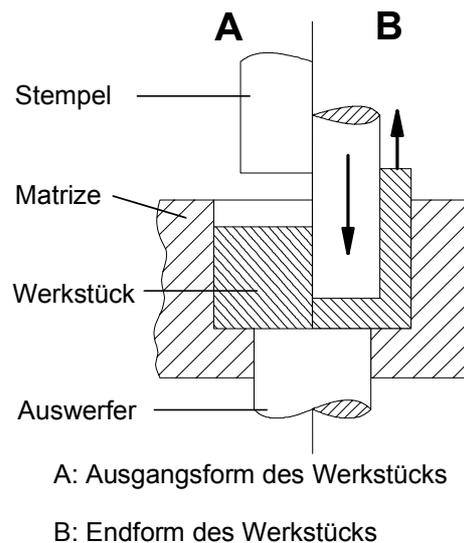


Bild 2.20: Prinzipdarstellung des Rückwärtsfließpressens

Hinsichtlich seiner technischen und wirtschaftlichen Anwendung kommt dem Fließpressen bei Raumtemperatur eine erheblich größere Bedeutung zu als dem Fließpressen mit angewärmten Werkzeugen und Rohteilen, das erst in den letzten Jahren im industriellen Einsatz erprobt wurde /Lange88/. Beim Halbwarmfließpressen wird das Ziel verfolgt, den Temperaturbereich zwischen Raum- und Schmiedetemperatur für das Umformen nicht kaltfließpressbarer Werkstoffe zu nutzen und so die Vorteile des Warmumformens (geringere Kräfte, größeres Formänderungsvermögen) mit jenen des Kaltumformens (höhere Genauigkeit und bessere Oberflächenbeschaffenheit) zu verbinden. Das Warmfließpressen wird Anstelle der Kaltumformung zum Beispiel dann angewendet, wenn:

- Kalt nicht umformbare Werkstoffe zu verarbeiten sind,
- Werkstücke schwieriger Formgebung hergestellt werden sollen,
- die Presskraft eines vorhandenen Maschinenparks zur Herstellung eines größeren Teils nicht mehr ausreicht.

Das Halbwarmfließpressen wird eingesetzt, wenn die Lebensdauer der Werkzeuge im Vergleich zum Warmfließpressen erhöht werden soll.

Fließpressen von Magnesium oder Magnesiumlegierungen ist ohne Rohteil- und Werkzeugewärmung wegen der hexagonalen Gitterstruktur des Magnesiums nicht möglich. Über das Fließpressen im warmen Zustand gibt es bisher keine Untersuchungen. Lediglich das Fließpressen im halb-festen Zustand wird in der Literatur beschrieben. Bei diesem Verfahren werden Fließpressteile aus speziellen Mg-Legierungen, die mittels Kalzium unbrennbar gemacht werden, bei Temperaturen von 585°C hergestellt /N.N.94b/.

2.5 Industrielle Anwendung von Magnesiumlegierungen

Magnesiumwerkstoffe besitzen gegenüber anderen Konstruktionswerkstoffen die folgenden Vorteile /Sartorius91, Winkler94/:

- Mg-Legierungen weisen ein sehr niedriges spezifisches Gewicht und relativ hohe Warmfestigkeit bei gleichzeitig akzeptablen Preisen auf,
- sie besitzen bei RT ähnlich gute Eigenschaften wie Aluminiumlegierungen,
- sie sind für den Leichtbau geeignete Werkstoffe,
- die Oberflächengüte ist ausgezeichnet,
- sie haben sehr gute spanende Bearbeitungseigenschaften,
- sie weisen bei erhöhten Temperaturen z.T. bessere mechanische Eigenschaften als Al-Legierungen auf.

Dem Werkstoff Magnesium prognostizieren Entwicklungsingenieure im Automobilbau eine große Zukunft. Gegenüber Stahl, Aluminium oder Kunststoffen bietet es entscheidende Vorteile: neben einem enormen Leichtbaupotenzial, steht Magnesium fast unbegrenzt zur Verfügung und lässt sich gut recyceln. Auf der anderen Seite können sich spezifische Eigenschaften wie geringer E-Modul (45 GPa), geringe Verschleißbeständigkeit und geringe Korrosionsbeständigkeit nachteilig auswirken. Wegen des geringen E-Moduls müssen Bauteile mit größeren Abmessungen konstruiert werden um genügend Steifigkeit zu erhalten. Der Vorteil der Gewichtsreduzierung geht damit zum Teil aufgrund des größeren notwendigen Bauteilvolumens verloren. Durch eine Faser- oder Partikelverstärkung des Magnesiums können seine Eigenschaften mit Ausnahme der Korrosionsbeständigkeit wesentlich verbessert werden /Kainer93/.

Magnesium ist bei einer 10 bis 20 % geringeren Festigkeit um etwa 33 % leichter als Aluminium. Magnesium-Druckgusskonstruktionen können sehr viel dünnwandiger (1,0-2,0 mm) als Aluminium-Druckgussteile hergestellt werden und sind gegenüber Stahlblechdurchführungen etwa 50 bis 60 % leichter /Winkler94/. Die mechanischen Eigenschaften von Magnesium wie z.B. Zugfestigkeit, Bruchdehnung und 0,2 %-Dehngrenze sind mit einigen Aluminiumlegierungen vergleichbar. Magnesiumgusslegierungen lassen sich in folgende drei Gruppen aufteilen:

- Standardlegierungen auf der Basis Mg-Al-Zn mit den Varianten Mg-Al-Mn, Mg-Al-Mn und Mg-Al-Si für den Einsatz im allgemeinen Maschinen- und Motorenbau.
- Höherfeste Legierungen mit der Basis Mg-Zn-RE-Zr, Mg-Ag-RE-Zr und Mg-Zr. Bei diesen Legierungen handelt es sich, entsprechend der Zusammensetzung, um hochfeste, druckdicht erstarrende Werkstoffe mit z.T. sehr guten Dämpfungseigenschaften.
- Warmfeste Magnesium-Gusslegierungen wie Mg-Zn-RE-Zr, Mg-Ag-RE-Zr und Mg-Y-RE-Zr erlauben entsprechend der Zusammensetzung Arbeitstemperaturen von 150 bis 330 °C /Fox85/.

2.5.1 Magnesiumanwendungen in der Luft- und Raumfahrttechnik

Die Suche nach leichten Alternativwerkstoffen hat auf die Anwendung von Magnesium in der Raumfahrt einen bedeutenden Einfluss ausgeübt. Schon im 2. Weltkrieg wurden Mg-Basis-Legierungen erstmals als Strukturwerkstoff für Kampfflugzeuge eingesetzt. Aufgrund der sehr guten Gießeigenschaften werden Magnesiumlegierungen in der Luftfahrt heute überwiegend als Gehäusewerkstoff eingesetzt. Einige Beispiele für Luftfahrtanwendungen sind Tragleisten, Rahmen für die Pilotenkanzel und Ladungsträger.

Die Luft- und Raumfahrttechnik bietet auch ein breites potenzielles Anwendungsfeld für geschmiedete Leichtbauanwendungen aus Magnesiumlegierungen (**Bild 2.21**). Durch die besonderen Gegebenheiten war die Luft- und Raumfahrtindustrie immer gezwungen, ein Hauptaugenmerk bei Konstruktionen auf extremen Leichtbau zu richten.



Bild 2.21: Gesenkgeschmiedete Magnesiumbauteile für die russische Raumstation MIR (oberes Teil, Länge 275 mm) und für russische Kampfflugzeuge des MIG-Typs (untere Teile) (Fa. SOKOL, Nishny Novgorod)

Durch den zunehmenden Wettbewerb auf dem Luftfahrtsektor, aber auch durch zunehmende Emissionsbegrenzungen, muss die Luftfahrt an weiteren Gewichtsreduzierungen arbeiten. In Rahmen von Entwicklungsprogrammen wurden neue Konzepte entwickelt, um bei Fluggeräten weitere Gewichtsreduzierungen zu erreichen. Ein Beispiel ist das „NIB-Bauteil“ aus dem Tornado. Dieses Teil wurde in seiner ursprünglichen Ausführung aus 15 Aluminium-Fräs- und Blechteilen und 164 Verbindungselementen zusammengenietet und konnte durch ein aus einer Magnesiumlegierung gegossenes Feigussteil ersetzt werden.

Im Zusammenhang mit Luftfahrtanwendungen sei insbesondere auf die hochwarmfesten und korrosionsbeständigen Magnesiumlegierungen hingewiesen. Untersuchungen wiesen nach, dass auch mehrere 1000 Betriebsstunden bei höchsten Betriebstemperaturen erreichbar sind. Diese Ergebnisse wurden nicht nur an Komponenten aus militärischen Fluggeräten, sondern auch mit Flugzeugen und Hubschraubern aus der Zivilluftfahrt erreicht. Bei Hubschraubern ist besonders bemerkenswert, dass Hauptrotortriebegehäuse fast ausnahmslos aus Magnesiumlegierungen hergestellt werden /Fox85/ (**Bild 2.22**).

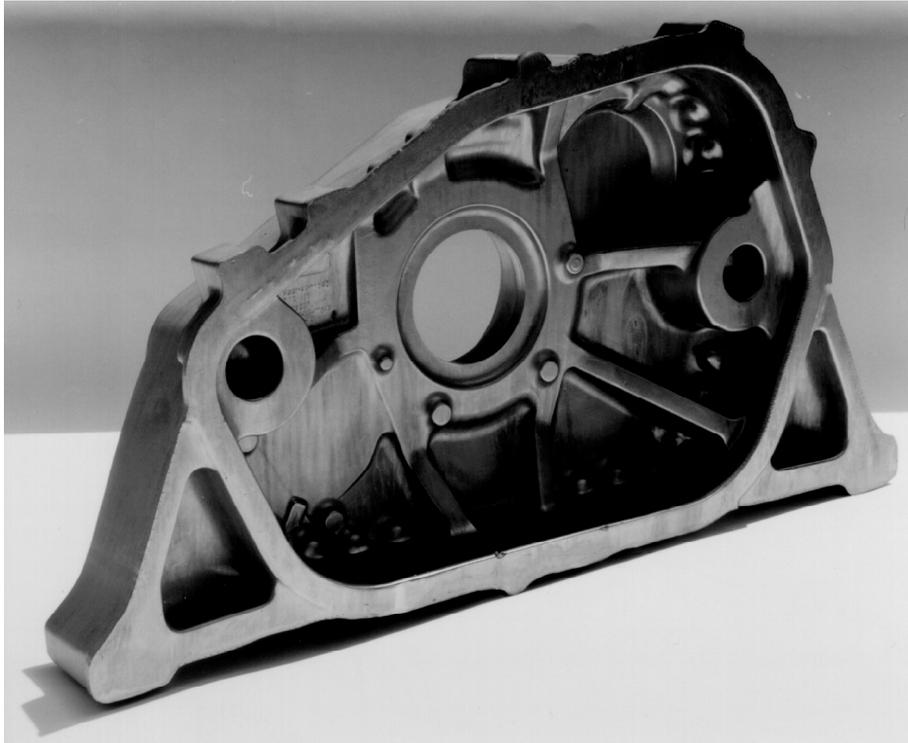


Bild 2.22: Geschmiedeter Hubschraubertriebegehäusedeckel 1020 x 445 mm, 43 kg aus ZK60 (Fa. Otto Fuchs)

Aus unterschiedlichen Anforderungen im Flugzeugbau ergeben sich zentrale Entwicklungsziele für die Werkstoffforschung /Beer96, Winkler94, Fox85, N.N.94a/.

- Erhöhung der Wirtschaftlichkeit bei der Nutzung durch Erhöhung der Nutzlast, der Zuverlässigkeit und der Reduzierung des Treibstoffverbrauchs.
- Erhöhung der Wirtschaftlichkeit bei der Flugzeugherstellung durch kostengünstige Fertigungsverfahren.
- Erhöhung der Umweltverträglichkeit durch reduzierten Treibstoff- und Energieverbrauch, sowohl bei der Produktion als auch während der Nutzung.
- Erarbeitung geeigneter Recyclingkonzepte.
- Sicherstellung bzw. Erhöhung von Sicherheit, Zuverlässigkeit und Komfort durch verbesserte Werkstoffe und Bauweisen.

2.5.2 Magnesiumanwendungen in der Automobilindustrie

Leistungsfähigkeit, Qualität, Umwelteigenschaften sowie Kosten eines Verkehrsmittel werden von Werkstoffen und Werkstofftechnologien bestimmt. Bei den heutigen Transportmitteln spielen metallische Werkstoffe noch eine herausragende Rolle. Der Leichtbau zählt heute sicherlich zu den wichtigsten Zielen der Werkstoffforschung für die Verkehrstechnik. Energieverbrauch und Schadstoffemissionen hängen u.a. vom Fahrzeuggewicht ab. Im Automobilbau führte der zunehmende Kundenanspruch an Komfort, Sicherheit, Leistung und Korrosionsbeständigkeit jedoch zu einer ständigen Zunahme des Fahrzeuggewichtes innerhalb einer Fahrzeugklasse, dem man durch Leichtbau zu begegnen versucht /N.N.94a/. Während den letzten fünfzehn Jahre hat so eine allmähliche Zunahme des Fahrzeuggewichtes im Bereich von 15 bis 20 %, je nach Fahrzeugklasse, bedingt durch die Anpassung an die technische Entwicklung stattgefunden. Diese Gewichtszunahme macht das Ziel der Reduktion von Treibstoffverbrauch und Abgasen schwieriger und das Fahrzeug teurer /Kellerer94/.

Die Entwicklungs- und Einsatzmöglichkeiten von Magnesiumwerkstoffen sind im Vergleich zu anderen Werkstoffgruppen insbesondere in verarbeitungstechnischer Hinsicht bisher nur eingeschränkt und wenig zielgerichtet untersucht worden. Dass Magnesium in den achtziger Jahren an Bedeutung verloren hat, lag an dem starken Preisanstieg gegenüber Aluminium (damals Faktor 5, heute Faktor 2), an thermischen Problemen (geringe Warmfestigkeit) und an Korrosionsproblemen. Neuerdings erfährt Magnesium jedoch eine Renaissance im Fahrzeugbau, weil dieser leichte Werkstoff Möglichkeiten zur Gewichtseinsparung und damit zur Senkung des Kraftstoffverbrauchs bietet. Wie Anwendungsbeispiele aus dem Automobilbau (Sitzgestelle, Instrumententafel und Teile im Lenksäulenbereich) zeigen, konzentrieren sich die Anwendungen von Magnesium heute weitgehend auf den Innenbereich der Fahrzeuge (z.B. Ölpumpengehäuse, Kettengehäuse) /Zeuner93/. Daneben wird Magnesium auch für verschiedene andere Strukturteile, wie Motorblöcke, Zylinderköpfe und Räder (**Bild 2.23**) eingesetzt /Polmear94/.

Auch im Karosseriebau spielt die Verwendung von Magnesium eine wichtige Rolle. Damit Karosserieteile beim Crash nicht brechen sondern sich unter Energieaufnahme plastisch verformen, müssen sie über eine hohe Dehnfähigkeit verfügen. Die diesbezüglich von Karosserieteilen geforderte Dehnfähigkeit von bis zu zehn Prozent erreichen geeignete Magnesiumlegierungen ohne zeit- und kostenaufwendige Wärmebehandlung /N.N.93/.



Bild 2.23: Guss-Magnesiumfelge für Notrad, Durchmesser 470 mm, 3 kg, 10 mm mittlere Wandstärke, (Fa. Georg Fischer Mössner)

Der Einsatz von Magnesium im Automobilbau ist also nicht neu. Sogar Kolben und Motorgehäuse wurden aus Magnesium hergestellt. Aus dem Motorbau wurde der Werkstoff von Aluminiumlegierungen weitgehend verdrängt. Die Gründe lagen, wie genannt, hauptsächlich in den Kosten, der geringeren Warmfestigkeit und der schlechten Korrosionsbeständigkeit. Den hohen Temperaturen von über 400 °C und Drücken von mehr als 200 bar moderner Verbrennungsmotoren hielt der Werkstoff nicht stand. Doch zeichnen sich auch in diesem Bereich mittlerweile neue Möglichkeiten ab. Entscheidend dafür ist die Entwicklung verbesserter Magnesiumlegierungen. Die noch ungelösten Probleme bei den Magnesiumlegierungen und Verarbeitungstechnologien erfordern auch zukünftig einen erheblichen Forschungsaufwand.

Zudem wird die Verwendung von Magnesium im Automobilbau durch einen im Vergleich zu Sekundäraluminium-Legierungen hohen Primärmaterialpreis behindert. Weitere deutliche Zuwachsraten bei der Verwendung von Magnesiumbauteilen im Automobilbau sind bei der konstruktiven Zusammenarbeit von Magnesium-Hütten, Magnesium-Gießern sowie Automobilherstellern möglich /Fox85/.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Obwohl Magnesium schon seit den 30er Jahren des zwanzigsten Jahrhunderts durch Massivumformverfahren verarbeitet wird, übersteigt die Verarbeitung durch Gießen die Massivumformung um ein mehrfaches /Kainer98b/. Durch das Bestreben, Ressourcen zu schonen, wächst die Anzahl der Anwendungen von Leichtbaukonstruktionen. Gleichzeitig steigen die Anforderungen an die Bauteile. Um diesen erhöhten Ansprüchen genügen zu können, werden neue Legierungssysteme sowie faser- und partikelverstärkte Magnesiumwerkstoffe entwickelt. Diese Entwicklungen reichen alleine nicht aus, da für sicherheitsrelevante Bauteile Poren- und Lunkerfreiheit garantiert sein muss. Solche Bauteile lassen sich ausschließlich durch Massivumformung herstellen. Insbesondere das Schmieden hat sich bei anderen Werkstoffen zur Produktion hochfester und fehlerfreier Bauteile bewährt. Auch für die Verarbeitung von Magnesium bietet die Gesenkumformung ein großes Potenzial, mit dem das Einsatzgebiet von Magnesium über die Verwendung von Gussteilen hinaus auf sicherheitsrelevante Bauteile erweitert werden kann. Fundierte Erkenntnisse zur umformtechnischen Verarbeitung von Magnesiumknetlegierungen fehlen jedoch bislang. Umformtechnisch hergestellte Bauteile aus Magnesium sind daher noch die Ausnahme und beschränken sich größtenteils auf Strangpressprofile. Geschmiedete Bauteile kommen zur Zeit nur in der Raumfahrt und Militärtechnik zum Einsatz. Kenntnisse der Schmiedetechnik von Magnesiumbauteilen liegt nur in wenigen Firmen vor.

Es ist daher das Ziel der vorliegenden Arbeit, die zur Zeit größtenteils auf firmenspezifischen Erfahrungswerten und empirisch ermittelten Prozessgrößen basierende Magnesiumumformung wissenschaftlich zu erschließen. Optimierte Prozessparameter mit fundierten werkstoffwissenschaftlichen und verfahrenstechnischen Grundlagen sollen zur Umformung im geschlossenen Gesenk für Magnesiumknetlegierungen erarbeitet werden, um das technische Einsatzgebiet von Magnesiumlegierungen zu erweitern. Unter der Zielsetzung:

- Erarbeitung von Grundlagen zum Umformverhalten und
- Erweiterung der Umform- und Verfahrensgrenzen von AZ-Legierungen sowie
- einer umformtechnisch abgestimmten Legierungsweiterentwicklung von AZ80

werden systematische Untersuchungen zur Aufnahme von Umformkennwerten, für das Präzisionsschmieden und Napf-Rückwärtsfließpressen durchgeführt (**Bild 3.1**).

Für Magnesiumknetlegierungen auf AZ-Basis wird die Aufnahme von Fließkurven im Zylinderstauchversuch, die Ermittlung von Reibwerten durch den Ringstauversuch sowie die Bestimmung des Umformverhaltens durch Stauchversuche vorgestellt. Diese Grundlagenuntersuchungen bilden die Basis für Werkzeugentwicklungen und experimentelle Untersuchungen zum Präzisionsschmieden einer Testgeometrie und

eines Realbauteils auf mechanischen und hydraulischen Pressen sowie dem Napf-Rückwärtsfließpressen einer Testgeometrie.

Das Fließpressen von Magnesiumlegierungen wird industriell zur Zeit nicht angewendet. Hier soll durch die vorliegende Arbeit das Anwendungsgebiet von Magnesiumknetlegierungen erweitert werden. Zur Berechnung der maximal auftretenden Kräfte und Spannungen und zur Auslegung eines magnesiumspezifischen Umformwerkzeugs zum Napf-Rückwärtsfließpressen werden verschiedene Hilfsmittel herangezogen, gegenübergestellt und bewertet.

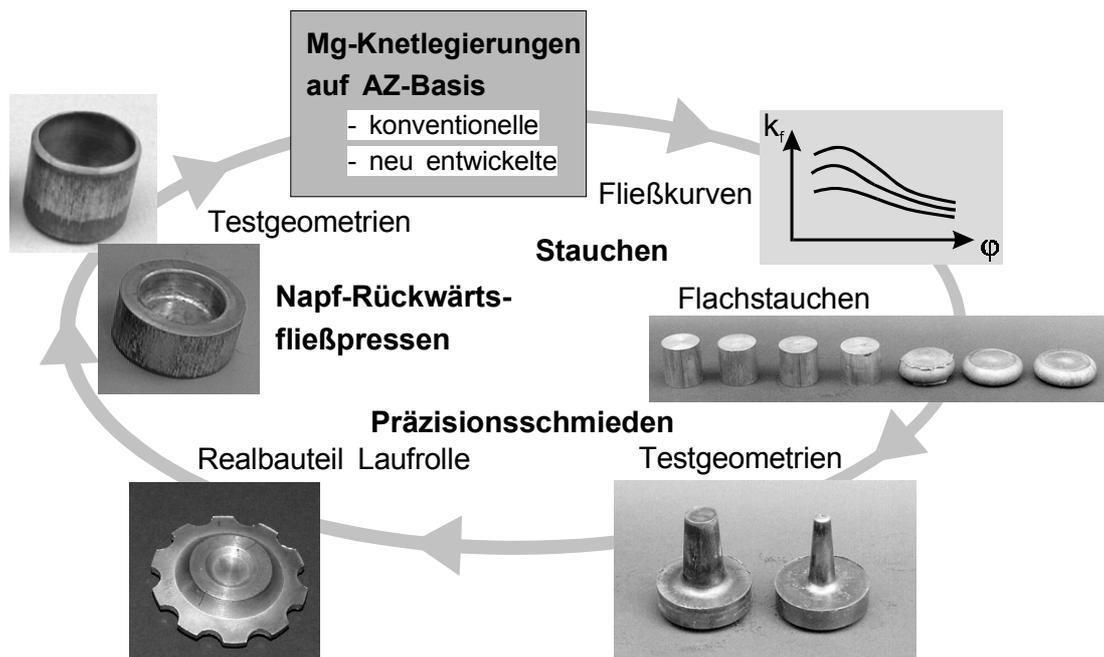


Bild 3.1: Untersuchungssystematik zur Umformung von konventionellen und neu entwickelten Magnesiumknetlegierungen

Des Weiteren wird mit einer konventionellen AZ80-Magnesiumknetlegierung eine auf die Umformung im geschlossenen Gesenk abgestimmte Legierungsmodifikation zur Verbesserung der Umformeigenschaften durchgeführt. Dazu werden verschiedene Gehalte an Kalzium zu einer AZ80-Legierung zulegiert und das Umformverhalten dieser neuen Magnesiumlegierungen anhand von Fließkurven und dem Napf-Rückwärtsfließpressen analysiert.

Die vorliegende Arbeit ist als ein Beitrag zum grundlegenden Verständnis der Magnesiumumformung im geschlossenen Gesenk zu verstehen. Durch die Vorstellung von Werkzeugkonzepten und Beschreibung der Umformeigenschaften der verschiedenen Magnesiumknetlegierungen wird der breiten industriellen Anwendung von geschmiedeten Magnesiumbauteilen der Weg bereitet. Die schmiedespezifische Legierungsweiterentwicklung soll das Einsatzpotenzial dieses Leichtbauwerkstoffs weiter steigern, so dass zukünftig im geschlossenen Gesenk umgeformte Magnesiumbauteile sowohl mit gegossenen Magnesiumbauteilen als auch mit Aluminium-, Stahl- oder Kunststoffbauteilen konkurrieren können.

4 Kennwerte zur Massivumformung von Magnesiumknetlegierungen

Das Ziel der in diesem Kapitel vorgestellten Arbeiten ist die Erarbeitung fundierter Grundlagen zur umformtechnischen Verarbeitung von Magnesiumknetlegierungen durch die Massivumformung. Es sollen Basisdaten zur Beschreibung des Umformvermögens in Form von Fließkurven und Reibfaktoren, insbesondere im Hinblick auf die Einbindung in die FEM-Simulation, ermittelt werden.

Hierzu wurde einerseits für die Magnesiumknetlegierung AZ31 und AZ61 Fließkurven in den relevanten Temperatur- und Umformgeschwindigkeitsbereichen aufgenommen. Andererseits wurden für die genannte Legierung Ringstauchversuche zur Bestimmung der Reibfaktoren bei verschiedenen Höhenreduktionen, einer Werkzeugtemperatur von 200 °C, Werkstücktemperaturen von 300 bis 400 °C und unterschiedlichen Schmierungsverhältnissen durchgeführt.

Für die Untersuchungen wurden die Legierungen AZ31 und AZ61 verwendet. Für das stranggepresst vorliegende Material der Fa. Otto Fuchs zeigt **Tabelle 4.1** die chemische Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente und einige wichtige mechanische und physikalische Kennwerte.

Tabelle 4.1: Mechanische und physikalische Kennwerte und Zusammensetzung der untersuchten Magnesiumknetlegierungen AZ31 und AZ61

Kennwert	AZ31 (stranggepresst)	AZ61 (stranggepresst)
Dichte [g/cm ³]	1,77	1,8
Schmelzpunkt [°C]	575	510
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	96	79
Wärmeausdehnungskoeff.	2,6E-05	2,73E-05
spezif. Wärme [J/kg/°C]	1040	1000
0,2%-Dehngrenze [N/mm ²]	160	180
Festigkeit [N/mm ²]	245	270
Bruchdehnung [%]	10	8
Anteile [m%]	3% Al 1% Zn 0,3% Mn	6% Al 1% Zn 0,3% Mn

4.1 Fließkurven aus dem uniaxialen Zylinderstauchversuch

Zur hinreichenden Charakterisierung des Umformverhaltens eines Werkstoffs in einem Umformprozess ist die genaue Kenntnis des sich in Abhängigkeit des Umformgrads einstellenden Verfestigungsverhaltens, der zugehörigen Fließ-

spannung sowie des Umformvermögens wesentliche Voraussetzung. Grundlage hierfür ist der Verlauf der werkstoffabhängigen Fließspannung k_f über dem Umformgrad φ bei definierten Umformtemperaturen und Umformgeschwindigkeiten, die als wesentliche Kenngröße des Verfestigungszustands die Grundlage für die Berechnung der umformtechnischen Integralgrößen, wie z.B. Umformkraft, -arbeit und -leistung darstellt.

Versuchsbeschreibung

Im Zylinderstauchversuch wird ein zylindrischer Probenkörper durch eine über die Stirnflächen aufgebrachte Druckbeanspruchung axial gestaucht. Vorausgesetzt werden dabei ein einachsiger Spannungszustand und eine homogene Formänderung, weil es nicht möglich ist, für jeden denkbaren Spannungszustand entsprechende Kurven aufzunehmen. Aus den gemessenen Werten von Druckkraft und Änderung der Höhe des Probenkörpers wird die Fließkurve ermittelt, die den Zusammenhang zwischen Fließspannung und Umformgrad darstellt. Es ist jedoch zu beachten, dass die Fließspannung nicht nur vom Werkstoff und vom Umformgrad, sondern auch von der Temperatur und der Umformgeschwindigkeit abhängt.

Da für die Verformung der zylindrischen Stauchproben ein Plastometer verwendet wird, ist der Einfluss der Umformgeschwindigkeit aufgehoben. Die zur Ermittlung der Fließkurve notwendigen Eingangsgrößen Druckkraft und Verformungsweg werden über eine Kraftmessdose mit Dehnungsmessstreifen und einen induktiven Wegaufnehmer aufgenommen. Durch entsprechende Gleichungen wird aus der Druckkraft die Fließspannung und aus dem Verformungsweg der Umformgrad berechnet. Der Zusammenhang $k_f = f(\varphi)$ wird dann als Fließkurve dargestellt /Doege86/. Den Versuchsstand Plastometer und eine Prinzipskizze zeigt **Bild 4.1**.

Da die Umformgeschwindigkeit bei homogener Umformung nach der Gleichung

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{v_{WZ}}{h} \quad (4.1)$$

von der Werkzeuggeschwindigkeit v_{WZ} und der augenblicklichen Probenhöhe h abhängt, wird beim Plastometer die Stauchgeschwindigkeit über Kurvenscheiben nach der Bedingung

$$v_{WZ} = \dot{\varphi} * h = \frac{v_{WZ0}}{h_0} * h \quad (4.2)$$

verändert. Realisiert wird dieses über eine logarithmische Kurvenscheibe im Antriebsbereich des Stempels.

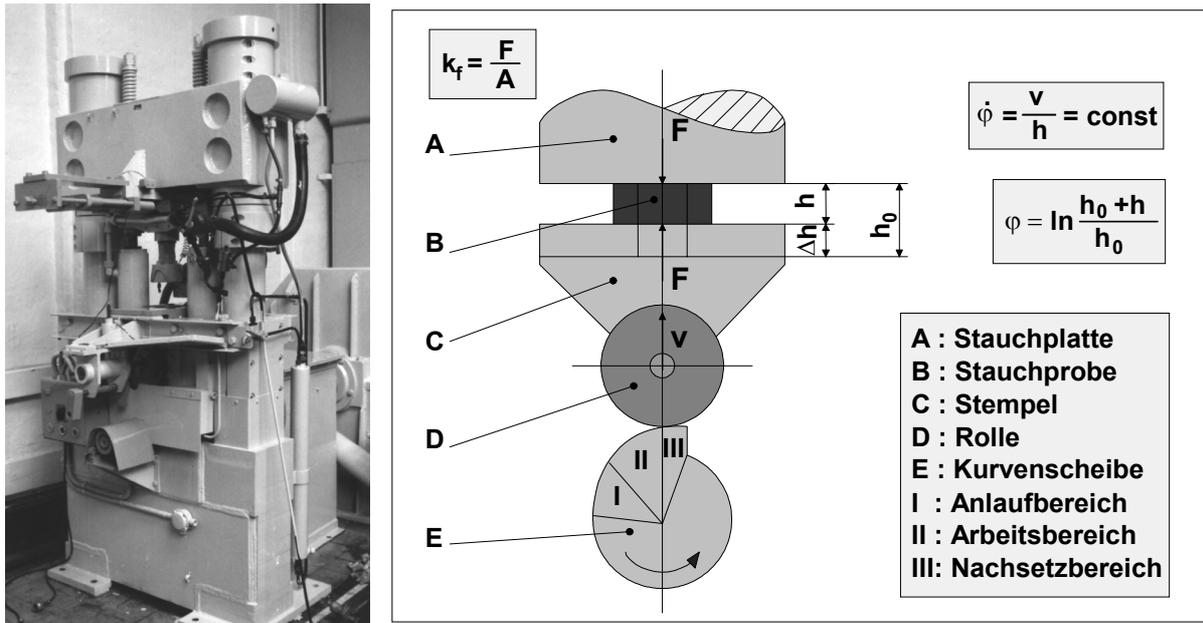


Bild 4.1: Versuchsstand Plastometer und Prinzipskizze /Doege86/

Im rechten Teil von **Bild 4.1** ist eine Prinzipskizze des Plastometers dargestellt. Die Stauchung beginnt in Punkt 1. Danach nimmt die Stauchgeschwindigkeit gemäß dem vorgesehenen Bewegungsgesetz in gleichem Maße wie die Stauchhöhe ab. Die Variation der Umformgeschwindigkeit erfolgt über die Drehzahl der Kurvenscheibe /Doege86/.

Zur Aufnahme der Messwerte am Plastometer werden zwei Messeinrichtungen verwendet. Eine Kraftmessdose in der oberen Traverse dient zur Aufnahme des Kraftverlaufes während des Stauchvorgangs. Die Kraft wird mittels der durch sie ausgelösten Wirkung, d.h. durch Dehnungen, bestimmt. Das geschieht durch Dehnungsmessstreifen, die zu einer Halbbrücke zusammengeschaltet sind (**Bild 4.2**). Als zweite Messeinrichtung dient ein induktiver Wegaufnehmer, der den relativen Abstand der beiden Stauchbahnen zueinander misst. Der induktive Wegaufnehmer nutzt die wegabhängige Beeinflussung der Induktion von wechsellspannungsgespeisten Spulensystemen durch Verschiebung von Eisenkernen /Bargel98/. Den Weg von der Messwernerfassung am Plastometer über die Verstärkung am Trägerfrequenzmessverstärker bis hin zur Datenerfassung und Datenausarbeitung verdeutlicht.

Die Signale der beiden Messeinrichtungen werden an einen Trägerfrequenzmessverstärker angelegt. Dieser verstärkt die Messwerte und leitet sie an einen Rechner weiter. Für die Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$ beträgt die Abtastfrequenz 500 Hz, so dass bei einer Messzeit von 2,5 Sekunden jeweils 1250 Datenpunkte ermittelt werden. Entsprechend werden für die Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi} = 10 \text{ s}^{-1}$, einer

Abtastfrequenz von 1000 Hz und einer Messzeit von 0,5 Sekunden je 500 Messwerte für die Kraft und den Weg aufgezeichnet. Die Messwerterfassung wird bei Erreichen eines festgelegten Wegpunktes gestartet und nach Ablauf der vorgegebenen Messdauer beendet. Die Messwerte werden im Rechner aufgenommen, gespeichert und später ausgewertet.

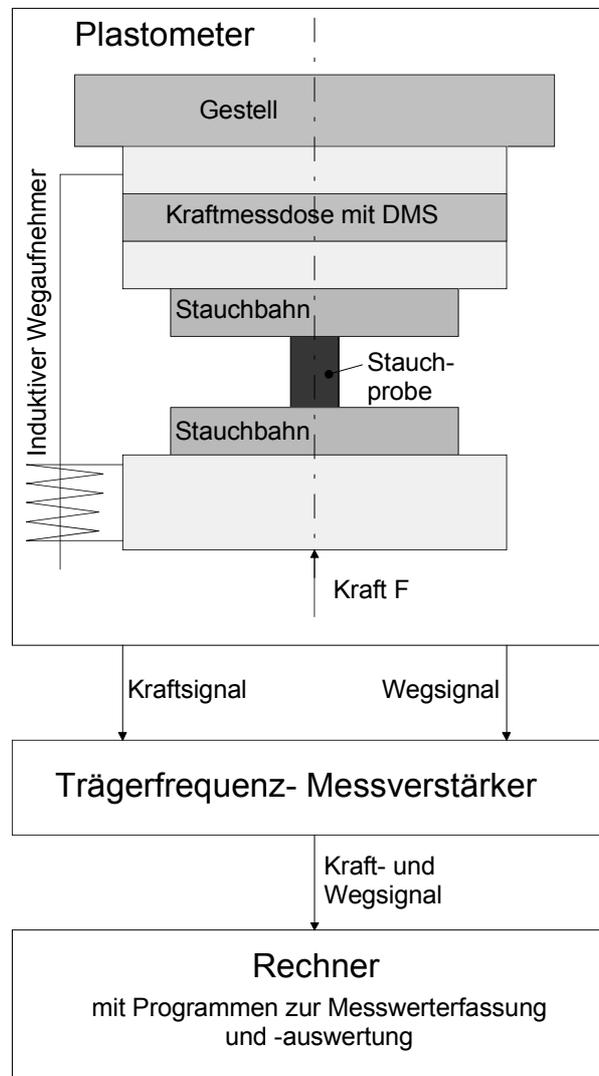


Bild 4.2: Messaufbau des Plastometers

Der Messrechner ist mit einer ISC-16 Datenerfassungskarte mit integriertem Analog/Digital-Wandler ausgerüstet. Zur Erfassung und Speicherung der digitalisierten Messwerte dient das Programm SIGNALYS 3.15. Die Fließspannung wird aus den vorliegenden Daten nach der Formel

$$k_f = \frac{F}{A} = \frac{F * h}{A_0 * h_0} = \frac{F * (h_0 - s)}{A_0 * h_0} \quad (4.3)$$

berechnet. Da der Umformgrad aufgrund des Stauchens rein rechnerisch negativ ist, wird er dem Betrage nach betrachtet und durch die Beziehung

$$\varphi = \ln \frac{h}{h_0} = \ln \frac{h_0 - s}{h_0} \quad (4.4)$$

bestimmt.

Diskussion der Fließkurven von AZ-Legierungen

Die Verläufe aller Fließkurven für die Magnesiumlegierung AZ31 weisen bei sämtlichen untersuchten Temperaturen und Umformgeschwindigkeiten oberhalb eines Umformgrads von 0,2 eine fallende Charakteristik auf (**Bild 4.3**). Bei den Umformgeschwindigkeiten 1 und 10 s⁻¹ fallen die Kurven bereits ab einem Umformgrad von 0,15. Die Neigung der Kurve ist ein Maß für den Grad der Entfestigung. Bei Umformgraden zwischen 0,05 und 0,15 bzw. 0,2 steigen die Kurven an. Der Anstieg der Kurven lässt auf eine Verfestigung des Werkstoffs schließen, welche bei allen Temperaturen und Umformgeschwindigkeiten zu beobachten ist. Bei den hohen Umformgeschwindigkeiten von 20 und 30 s⁻¹ erstreckt sich der Bereich der Verfestigung bis zu Umformgraden von 0,2 und reicht damit etwas weiter als bei den geringen Umformgeschwindigkeiten von 1 und 10 s⁻¹. Ein Grund dafür ist, dass bei den gewählten Temperaturen die Umformgeschwindigkeit wesentlich größer als die Diffusionsgeschwindigkeit ist. Erst höhere Temperaturen würden bei den hohen Umformgeschwindigkeiten die Diffusionsgeschwindigkeit auf ein solches Maß erhöhen, dass die Entfestigung bereits mit geringeren Umformgraden einsetzt (vgl. /Papke96/).

Aus den beiden Diagrammen in **Bild 4.3** wird deutlich, dass mit steigenden Temperaturen geringere Fließspannungen notwendig sind, um plastisches Fließen einzuleiten bzw. aufrechtzuerhalten. Dies hängt mit den Mechanismen der plastischen Verformung zusammen. Die plastische Verformung von Metallen beruht im wesentlichen auf der Bewegung von Versetzungen auf hierfür besonders geeigneten Ebenen. In solchen Gleitebenen können sich Versetzungen nur in bestimmten Richtungen, den Gleitrichtungen, bewegen. Bei höheren Temperaturen wird die plastische Verformung vereinfacht. Das Wandern von Versetzungen wird begünstigt, da bei hohen Temperaturen den Versetzungen zum einen mehr Energie zur Verfügung steht, um sich von Hindernissen zu befreien, zum anderen vermögen Versetzungen nun sogenannte thermisch aktivierte Bewegungen auszuführen. Mit diesem als Klettern bezeichneten Vorgang können Hindernisse umgangen werden und somit kann plastische Verformung aufrecht erhalten werden. Ein zweiter Effekt ist, dass die Körner des Metalls bei hohen Temperaturen so beweglich sind, dass sie sich in geringem Maße umorientieren können und so eine „Struktur“ bilden, die für plastische Verformungen günstig ist. So wird das Wandern von Versetzungen über die Korngrenzen hinaus erleichtert /Bergmann91, Bargel98/.

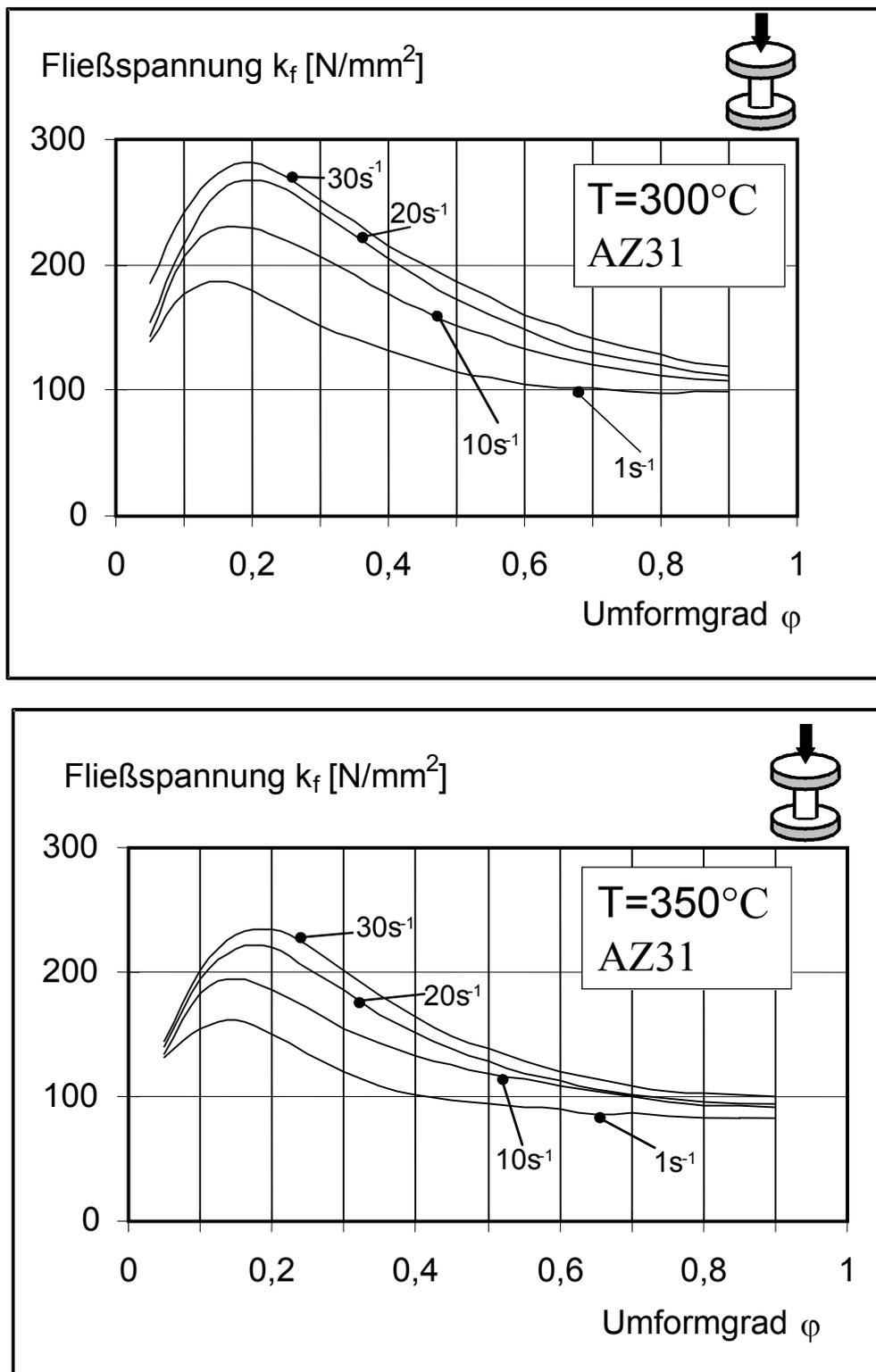


Bild 4.3: Fließkurven bei $T = 300^\circ\text{C}$ und 350°C und verschiedenen Umformgeschwindigkeiten für AZ31

Anhand von **Bild 4.3** wird ebenfalls erkennbar, dass mit zunehmender Umformgeschwindigkeit der Widerstand gegen plastisches Fließen ansteigt. Dies äußert sich durch höhere Werte der Fließspannung bei höheren Umformgeschwindigkeiten. Bei einer Umformgeschwindigkeit von 30 s^{-1} stellt sich bei sonst gleicher Wahl der Parameter eine höhere Fließspannung ein, als bei den Umformgeschwindigkeiten von 20, 10 und 1 s^{-1} . Dieses Phänomen lässt sich einerseits mit den bereits geschilderten Mechanismen der plastischen Verformung und andererseits mit der Diffusionsgeschwindigkeit erklären. Bei hohen Umformgeschwindigkeiten müssen Versetzungen schneller durch das Metall wandern. Dadurch kommt es zu stärkeren Wechselwirkungen zwischen den Versetzungen und zum Erschweren der Hindernisumgehung. Die Diffusionsgeschwindigkeit wird unter anderem von der Temperatur beeinflusst. Bei gegebener Temperatur und damit festgelegter Diffusionsgeschwindigkeit wird eine Diffusion und somit Erholung zuerst bei einer geringen Umformgeschwindigkeit möglich. Dies äußert sich durch geringere Fließspannungen bei geringeren Umformgeschwindigkeiten.

Weiterhin lässt **Bild 4.3** erkennen, dass sich die Fließkurven für AZ31 mit höheren Umformgraden annähern. Durch die Energiedissipation während der Umformung steigt die Temperatur der Probe und somit auch die Diffusionsgeschwindigkeit. Aus diesem Grund findet mit höheren Umformgraden auch bei hohen Umformgeschwindigkeiten eine Diffusion statt, die die Fließspannung senkt.

Für den Temperaturbereich von 240 °C bis 400 °C wurde das Werkstoffverhalten konventioneller AZ-Legierungen für verschiedene Umformgeschwindigkeiten untersucht. Das **Bild 4.4** zeigt exemplarisch die für die Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ61 bei $T = 240 \text{ °C}$, 320 °C und 400 °C ermittelten Fließkurven für die Umformgeschwindigkeiten 10 s^{-1} , zum Vergleich ist die Gusslegierung AZ91 mit dargestellt, obwohl diese schon bei sehr geringen Umformgraden versagt. Die Verläufe aller Fließkurven weisen auch hier ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,2$ für sämtliche Prüftemperaturen eine fallende Charakteristik auf.

Aus den Fließkurven ergibt sich, dass bei der Umformung von konventionellen Magnesiumlegierungen Temperaturen gewählt werden müssen, die deutlich über der Aktivierungstemperatur zusätzlicher Gleitebenen liegen. Mit zunehmendem Legierungsgehalt an verfestigenden Elementen und höherer Umformgeschwindigkeit sind höhere Temperaturen zur vollständigen homogenen Stauchung nötig. Der Widerstand gegen die Umformung (Fließspannung k_f) ist bei AZ61 generell größer. Der Umformwiderstand nimmt bei allen Magnesiumlegierungen mit höherer Umformgeschwindigkeit zu. Diese Zunahme ist für geringere Umformtemperaturen stärker ausgeprägt.

Im Kapitel 6 werden neu entwickelte Magnesiumlegierungen auf AZ80-Basis vorgestellt und ihr Umformvermögen analysiert. Weitere Fließkurven verschiedener AZ80-Legierungen finden sich daher im Anhang. Sie werden im Kapitel 6 diskutiert.

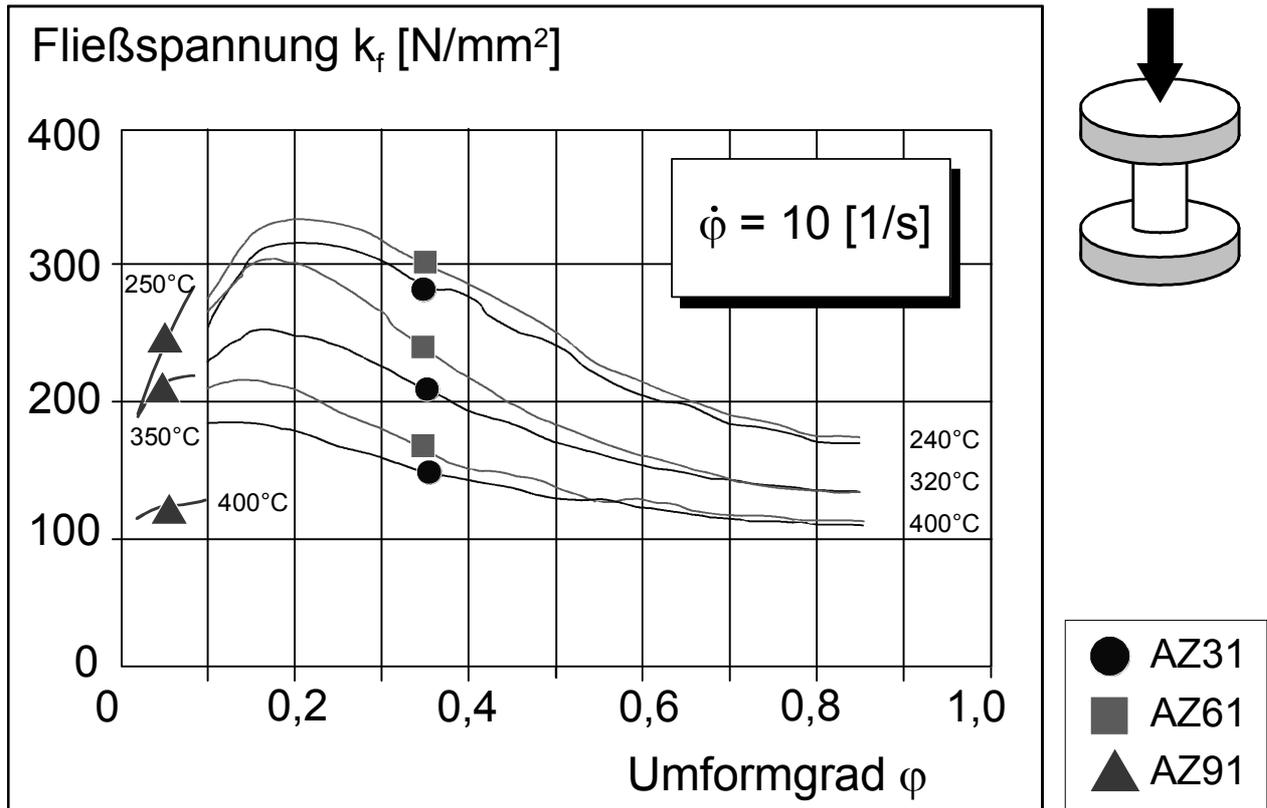


Bild 4.4: Fließkurven verschiedener AZ-Legierungen aus dem uniaxialen Zylinderstauchversuch

4.2 Reibwerte aus dem Ringstauchversuch

Der Ringstauchversuch ist ein Modellversuch zur experimentellen Ermittlung des Reibfaktors m für Verfahren der Massivumformung. Der Reibfaktor m ($0 < m < 1$) lässt Aussagen über die Reibverhältnisse zwischen Werkstoff und Rohteil in Abhängigkeit der Umformparameter zu. Die Endgeometrie des gestauchten Ringes ist abhängig von den vorherrschenden quantitativen Reibverhältnissen während des Stauchvorgangs. Die Veränderung des Innendurchmessers steht in direktem Zusammenhang mit der auftretenden Reibung. Der Reibfaktor m kann allein aus der Änderung der geometrischen Abmessung des gestauchten Ringes bestimmt werden. Die Auswertung erfolgt grafisch durch den Vergleich berechneter Kalibrierkurven mit der experimentell erzielten Abnahme des Innendurchmessers und der Höhe des gestauchten Ringes.

Ermittlung der Reibfaktoren für das Gesenkschmieden

Für die Ermittlung der Reibfaktoren durch den Ringstauchversuch wird ein Versuchswerkzeug nach **Bild 4.5** eingesetzt. Es besteht aus zwei parallelen Stauchbahnen, die an Heizplatten geflanscht sind. In den Heizplatten befinden sich je

vier Heizpatronen, die die Werkzeuge auf entsprechende Werkzeugtemperaturen erwärmen. Die Heizplatten sind mit Spanneisen an den Grundplatten befestigt, die wiederum am Pressentisch bzw. Pressenstößel fixiert sind. Die Stauchbahnen sind mit einem Thermoelement zur Werkzeugtemperaturkontrolle und -regelung ausgestattet.

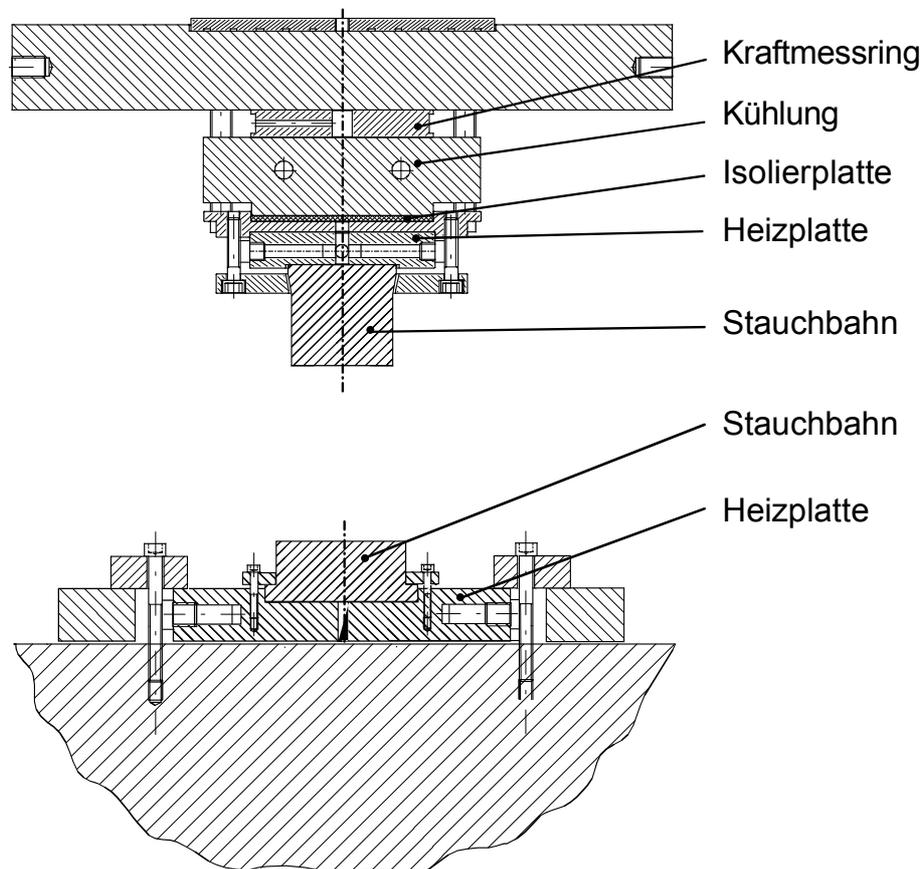


Bild 4.5: Versuchswerkzeug zur Durchführung von Ringstauchversuchen

Aufgrund der hohen Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug beim Schmieden der Magnesiumringproben ohne Schmierstoff stellen sich hohe Reibfaktoren ein. Für die AZ31-Legierung ergibt sich bei einer Umformtemperatur von 350 und 400 °C für die eingestellte Werkzeugtemperatur von 200 °C ein Reibfaktor von annähernd $m = 1$. Bei diesen Reibungsbedingungen findet zwischen Werkzeug und Probe keine Relativbewegung statt. Die Vergrößerung des Außendurchmessers bzw. die Verringerung des Innendurchmessers entsteht durch Material, das aus dem Ringinneren nach außen, bzw. innen fließt. In **Bild 4.6** ist dies an der gestauchten Probe links unten gut zu sehen. Deutlich sind dort die Umriss der ursprünglichen Auflageflächen auf die Stauchbahn und der aus dem Ring herausgedrückte Werkstoff zu erkennen.

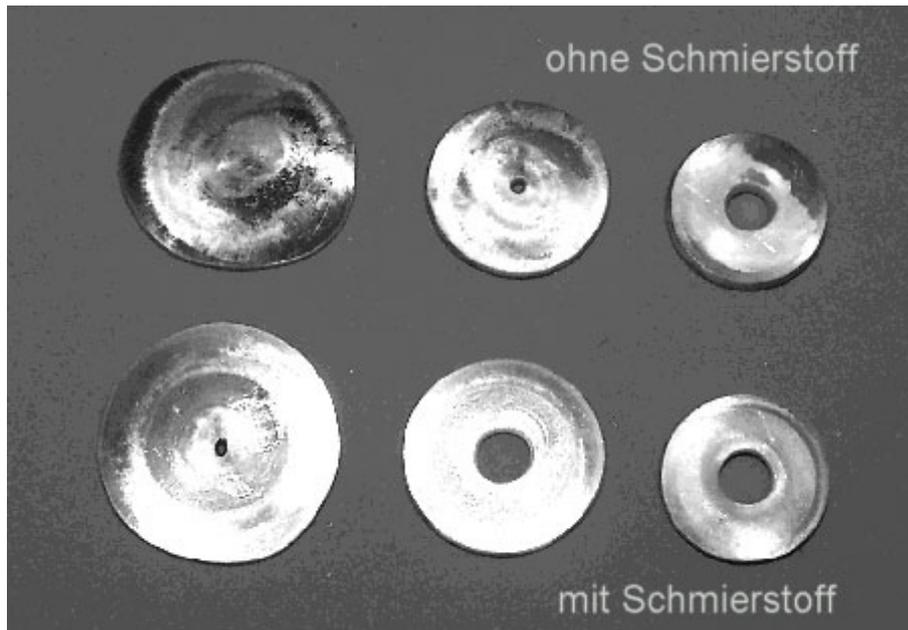


Bild 4.6: Gestauchte Ringproben (AZ31) bei unterschiedlichen Höhenreduktionen ohne und mit Schmierstoff (Werkzeugtemperatur 200 °C, Umformtemperatur 350 °C)

Den Einfluss der Umformtemperatur auf den Reibfaktor für die Magnesiumknetlegierung AZ31 verglichen mit einer Aluminiumknetlegierungen zeigt **Bild 4.7**.

Während die Aluminiumlegierung über den gesamten Temperaturbereich sowohl mit als auch ohne Schmierung fast konstante Werte für den Reibfaktor aufweist, steigt der Reibfaktor für die Magnesiumlegierung AZ31 bei Erhöhung der Umformtemperatur von 300 auf 350 °C ohne Schmiermittel sprunghaft an. Die Adhäsionsneigung von AZ31 nimmt demnach in einem schmalen Umformtemperaturbereich stark zu. Dieser signifikante Einfluss der Umformtemperatur ist bei Verwendung des Schmiermittels Molykote nicht zu beobachten. Ähnlich wie bei der Aluminiumlegierung stellt sich hier ein fast konstanter Wert für den Reibfaktor ein. Für die Magnesiumknetlegierung AZ31 lassen sich bei der Verwendung eines geeigneten Schmierstoffs sehr geringe Reibfaktoren einstellen, die dem Niveau von Aluminiumknetlegierungen entsprechen. Ohne Schmierstoff neigt der Magnesiumwerkstoff ähnlich stark zur Haftung wie die Aluminiumwerkstoffe.

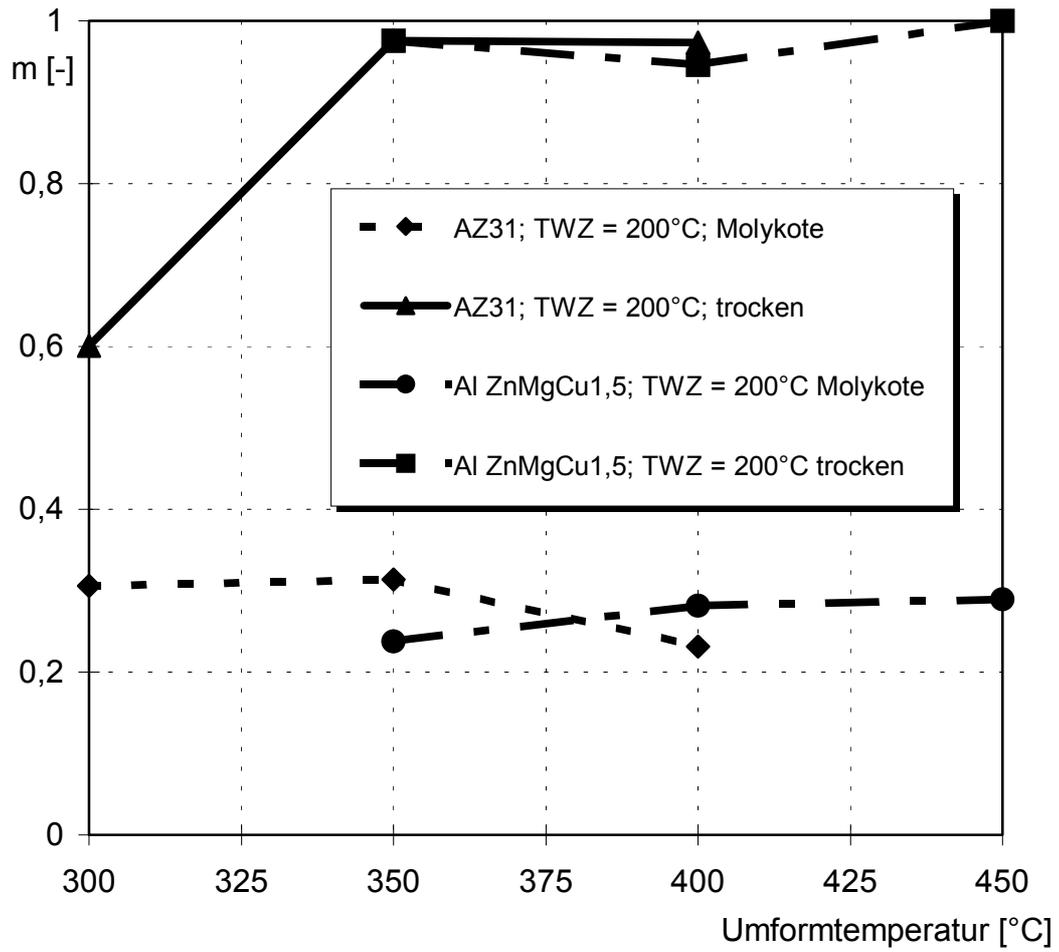


Bild 4.7: Reibfaktoren in Abhängigkeit der Umformtemperatur

5 Experimentelle Untersuchungen zur Umformung von Magnesiumknetlegierungen auf AZ-Basis im geschlossenen Gesenk

Zur Ermittlung des Umformverhaltens und Umformvermögens von AZ-Legierungen wurden verschiedene experimentelle Untersuchungen auf hydraulischen und mechanischen Pressen durchgeführt. Ziel war die Erschließung von werkstoffwissenschaftlichen und verfahrenstechnischen Zusammenhängen sowie die wissenschaftlich fundierte Erweiterung der Verfahrensgrenzen der Magnesiumumformung. Neben Flachstauchversuchen wurden Testgeometrien und ein Realbauteil Präzisionsgeschmiedet und zwei verschiedene Bauteile im geschlossenen Gesenk durch das Napf-Rückwärtsfließpressen hergestellt.

5.1 Stauchen

Zum Schmieden von Magnesium wird das Stauchen z.T. als Vorformoperation bei mehrstufigen Schmiedeprozessen eingesetzt. Unter Stauchen wird eine Umformung entlang der Längsachse des Werkstücks verstanden. Nach DIN 8583 ist Stauchen „Freiformen, wobei eine Werkstückabmessung zwischen meist ebenen, parallelen Wirkflächen (Stauchbahnen) vermindert wird“ /DIN8583/. Als Bauteile, die direkt durch Stauchen hergestellt werden, können Massenteile wie Schrauben, Nieten, Kopfbolzen, Ventilstößel usw. genannt werden /Tschätsch93/. Die Ausgangsform ist dabei ein Stangenabschnitt aus Rund- oder Profilmaterial. Das **Bild 5.1** zeigt die Zunahme des realisierbaren Umformgrades mit zunehmender Rohteiltemperatur. Die Proben haben einen Ausgangsdurchmesser von 30 mm und eine Ausgangshöhe von 42,5 mm. Im Gegensatz zu den hier durchgeführten Stauchversuchen sollten die Stauchbahnen im anwendungsbezogenen Einsatz beheizt werden, um eine bessere Umformbarkeit zu gewährleisten, da das Rohteil zu rasch abkühlen würde.

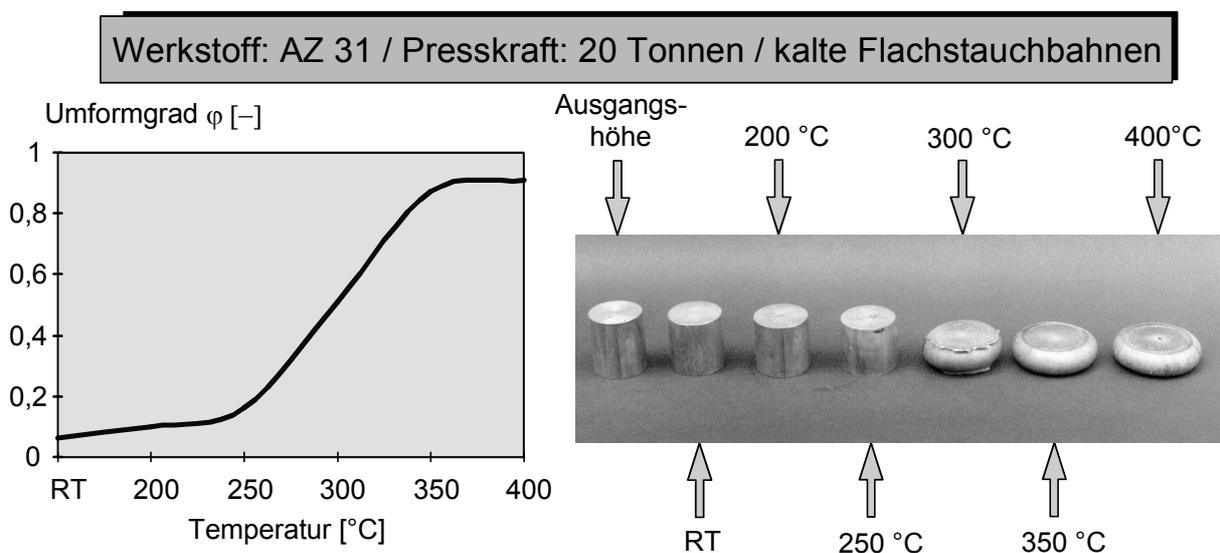


Bild 5.1: Umformbarkeit von AZ31 in Abhängigkeit der Rohteiltemperatur

In **Bild 5.2** sind die bei den verschiedenen Temperaturen gestauchten Proben vergrößert dargestellt. Bis 250 °C lassen sich die Zylinder mit einer Presskraft von 200 kN nicht stauchen. Durch das Handling der Proben, d.h. die Entnahme der Proben aus dem elektrischen Umluftofen, Platzierung der Probe auf der Stauchbahn, Auslösen und Verfahren der hydraulischen Presse kühlen die Proben von der angegebenen Ofentemperatur ab. Dadurch fällt auch die Temperatur der 250 °C-Probe wieder unter die Temperatur der Aktivierung zusätzlicher Gleitebenen bei ca. 225 °C und lässt sich kaum verformen. Besonders gut ist der Auskühlungseffekt durch die geringe Wärmekapazität in Kombination mit der hohen Wärmeleitfähigkeit von Magnesiumlegierungen an der 300 °C-Probe zu erkennen. Die Probe kühlt an den Stirnseiten durch den Kontakt mit den kalten Stauchbahnen rasch ab und verformt sich nur mittig, an den Stirnseiten kommt es zu Materialversagen.

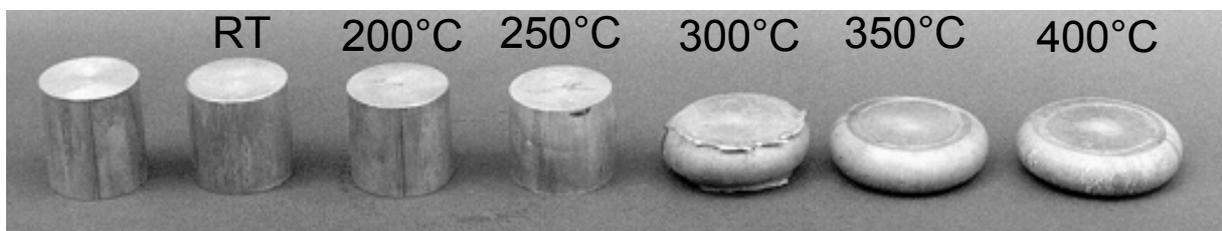


Bild 5.2: Gestauchte Zylinderproben

Bei der 350 °C und 400 °C Probe reicht die Temperatur aus, um die Zylinder zu stauchen. Durch die konstante, begrenzte Presskraft von 200 kN verändert sich der maximal erreichbare Umformgrad nicht. Bei diesen Untersuchungen wurde kein Schmierstoff eingesetzt. Dadurch kommt es durch Reibhaftung an den Stirnseiten zu einer relativ starken Ausbauchung der Proben.

Aus den Untersuchungen wird deutlich, dass eine gezielte Temperaturführung bei der Warmumformung von Magnesium enorm wichtig ist. Bei zu niedrigen Temperaturen wird die Umformbarkeit stark herabgesetzt bei zu hohen Temperaturen können Heißrisse im Schmiedeteil auftreten, die unter anderem auf niedrige Schmelztemperaturen von Zweitphasen oder Legierungselementen zurückzuführen sind. Handhabungszeiten und Kontaktzeiten, die zu einem zu großen Temperaturabfall nach der Erwärmung im Ofen führen, sollten daher möglichst gering gehalten werden.

Ab einem gewissen Stauchverhältnis von Höhe zu Durchmesser kommt es zu einer inhomogenen Stauchung, durch die es zu einer Ausknickung während der Umformung kommen kann (**Bild 5.3**). Die Grenze der Knickgefahr beim Stauchvorgang wird durch das Stauchverhältnis S festgelegt:

$$S = l_0/d_0 \quad (5.1)$$

In der Literatur wird diese Grenze (Stauchverhältnis) für das Warmstauchen mit $S \leq 2,3$ angegeben. Dabei ist diese Literaturangabe werkstoffunabhängig, nur für hochfeste Edelstähle gelten geringere Stauchverhältnisse /Lange88/.

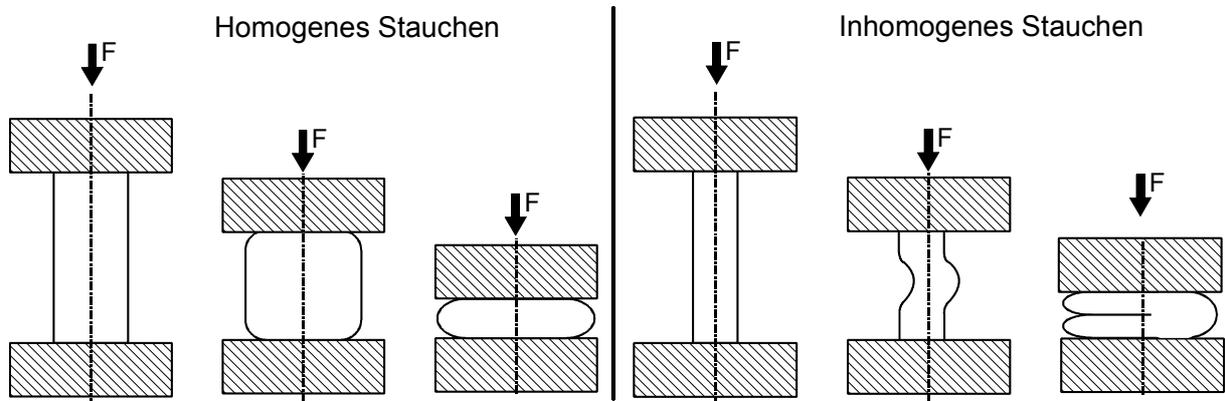
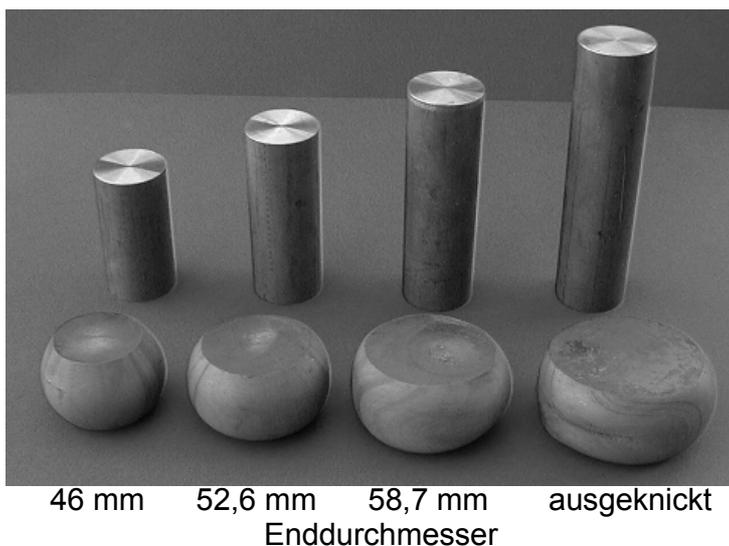


Bild 5.3: Homogenes Stauchen und inhomogenes Stauchen mit Ausknickung

Die Literatur gibt jedoch keine explizite Aussage über das erreichbare Stauchverhältnis für Magnesiumknetlegierungen her. Daher wurden Untersuchungen zum Stauchen von zylindrischen Magnesiumproben mit einem Ausgangsdurchmesser d_0 von 30 mm auf einer hydraulischen Presse durchgeführt. Neben der Erwärmung der Rohteile müssen die Stauchbahnen erwärmt werden, um eine ausreichend homogene Verformbarkeit zu erzielen. Dabei wurden die Temperaturen der Stauchbahnen mit 250 °C so gewählt, dass die Probentemperatur während des gesamten Stauchprozesses über der Temperatur der Aktivierung zusätzlicher Gleitebenen bleibt. Die **Bilder 5.4** und **5.5** zeigen das homogene Stauchen und inhomogene Stauchen mit Ausknickung am Beispiel der Legierung AZ31.



Ausgangsdurchmesser:
30 mm

Ausgangshöhen:
60 mm
80 mm
100 mm
120 mm

Endhöhe:
31,5 mm

46 mm 52,6 mm 58,7 mm ausgeknickt
Enddurchmesser

Werkzeugtemperatur: 250 °C
Rohteiltemperatur: 370 °C

Bild 5.4: Stauchen von AZ31 bei verschiedenen Stauchverhältnissen

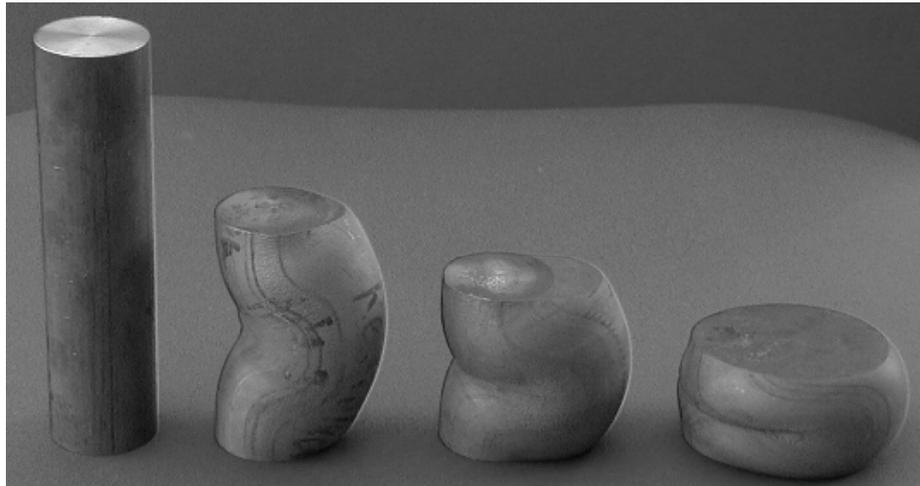


Bild 5.5: Ausknickung bei zu hohem Stauchverhältnis (AZ31, $S = 4$)

Für Magnesiumknetlegierungen können Stauchverhältnisse von $S \leq 3,3$ eingestellt werden. Hierbei ist allerdings auf ein homogenes Ausgangsgefüge des Materials zu achten. Das Stauchverhältnis sagt nichts über die Umformung aus und kann bei gleichem Umformgrad φ ($\varphi = \ln l_1/l_0$) verschieden sein. Dies bedeutet zudem, dass die Magnesiumproben auf geringere Endhöhen gestaucht werden können (**Bild 5.6**). Bei zu hohen Umformgraden besteht jedoch die Gefahr, dass am Umfang des Werkstücks Risse auftreten. Ist dies der Fall, können höhere Umformgrade durch Maßnahmen erzielt werden, die der Verfestigung entgegenwirken (z.B. Zwischenerwärmungsoperationen).

Ausgangshöhe:
80 mm
Ausgangsdurchmesser:
30 mm

Endhöhe:
12,2 mm

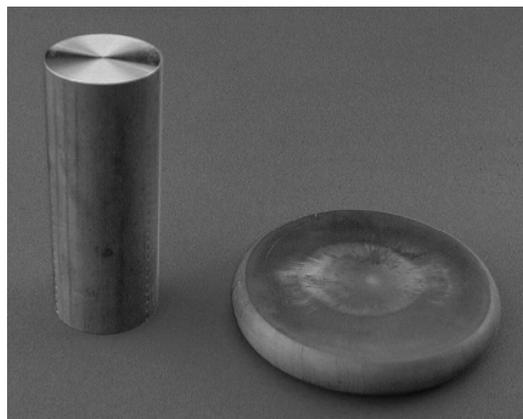


Bild 5.6: Homogenes Stauchen von AZ31 ($S = 2,67$, $\varphi = 1,88$)

5.2 Schmieden im geschlossenen Gesenk auf einer hydraulischen Presse

Typisch für einen Schmiedeprozess im geschlossenen Gesenk sind die Formfüllvorgänge Stauchen, Breiten und Steigen. Daher wurde zur grundlegenden Charakterisierung des Fließverhaltens von AZ-Legierungen beim Präzisions-schmieden ein modulares Werkzeug entwickelt, bei dem diese drei Grundtypen der Formfüllung beim Umformvorgang stattfinden. Mit diesem Werkzeugsystem wurden experimentelle Untersuchungen zum Fließ- und Formfüllungsverhalten der Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ61 durchgeführt, die im folgenden diskutiert werden.

Die Schmiedeversuche die in diesem Kapitel 5.2 beschrieben werden, wurden auf einer hydraulischen Schmiedepresse der Firma Schirmer & Plate (**Bild 5.7**) durchgeführt. Diese kraftgebundene Presse arbeitet nach hydrostatischem Prinzip, d.h. hohe Druckenenergie des Druckmediums (Öl) wird in Zylindern in mechanische Arbeit umgesetzt. Die Stößelkraft ist dabei unabhängig von der Stößelstellung. Die Maximalkraft steht somit im Prinzip während des gesamten Hubs zur Verfügung und kann nicht überschritten werden /Schuler96/.



Kennwerte:

- max. Betriebsdruck: 315 bar
- max. Antriebsleistung: 150 kW
- max. Pressgeschwindigkeit 467 MP: 26 mm/s
- max. Pressgeschwindigkeit 1 MP: 8,6 mm/s
- max. Rückzugskraft: 110 MP
- max. Ziehstößelkraft: 1250 MP

Bild 5.7: Hydraulische Schmiedepresse der Fa. Schirmer & Plate

5.2.1 Werkzeugsystem

Aufgrund der ausgeprägten Temperaturabhängigkeit von Magnesiumlegierungen bei der Umformung wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Werkzeugsystem entwickelt, bei dem die formgebenden Elemente Matrize, Stempel und Auswerfer getrennt voneinander bis auf Umformtemperatur erwärmt werden können (**Bild 5.8**). Damit konnten Untersuchungen bei gezielt einstellbaren Werkzeugtemperaturen durchgeführt werden.

Zur Verifizierung der Werkzeugauslegung wurde die Umformung mit dem geplanten Werkzeug mittels FEM-Simulation simuliert. Dies führte im Bereich des Oberstempels zur Anpassung von Radien und Zapfendurchmessern.

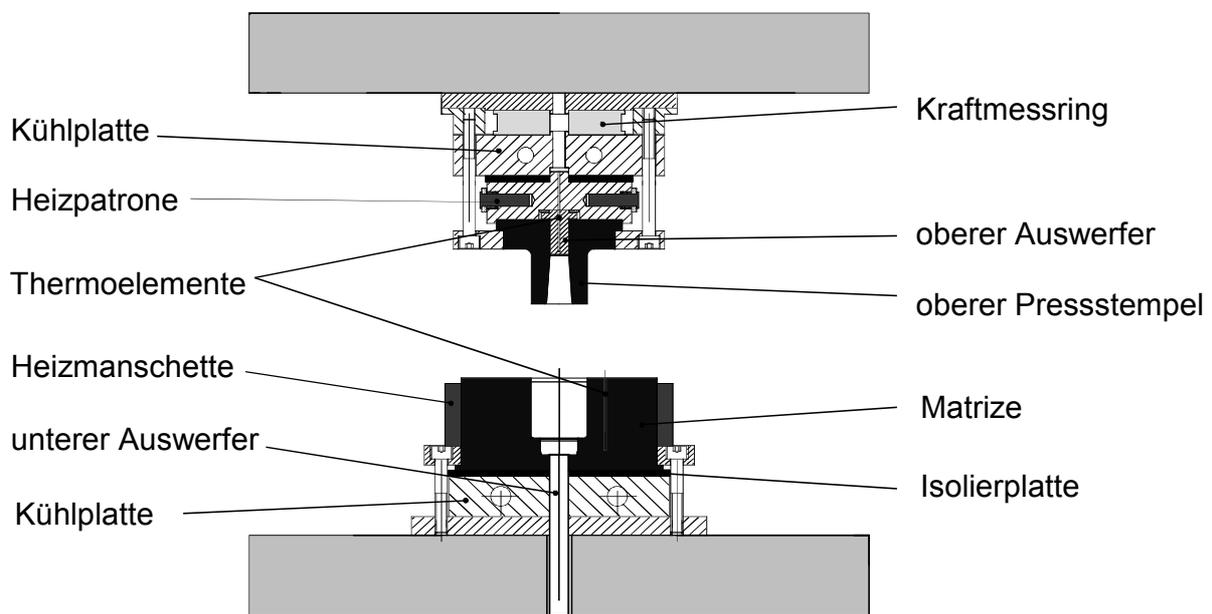


Bild 5.8: Beheizbares Werkzeugsystem zum Schmieden von Magnesiumknetlegierungen

Bild 5.9 zeigt das in die hydraulische Presse eingebaute Werkzeugsystem im auseinandergefahrenen Zustand.



Bild 5.9: In die hydraulische Presse eingebautes Werkzeugsystem

5.2.2 Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen

Während das stranggepresste Ausgangsmaterial AZ31 ohne besondere Wärmebehandlung geschmiedet werden konnte, lagen bei der Legierung AZ61 zeilige Ausscheidungen von $Mg_{17}Al_{12}$ im Gefüge in Strangpressrichtung vor (**Bild 5.10**). Diese sollten vor dem Schmiedevorgang durch Lösungsglühen bzw. Homogenisieren beseitigt werden, um Risse während der Umformung entlang der im Vergleich zum Grundwerkstoff härteren und weniger duktilen Ausscheidungen zu vermeiden.

Untersuchungen zur Wärmevorbehandlung der Legierung AZ61

Den Einfluss der Wärmebehandlung auf das Gefüge des stranggepressten Materials verdeutlichen die **Bilder 5.10** und **5.11**. Durch die Wärmebehandlung geht die γ -Phase in Lösung. Bereits nach einer Glühdauer von 4 Stunden ist die vor der Homogenisierung ausgeprägte zeilige Struktur des Gefüges weitgehend aufgehoben. Mit zunehmender Homogenisierungsdauer tritt parallel dazu dabei durch Rekristallisations- und Erholungsvorgänge unerwünschtes Kornwachstum bzw. Kornvergrößerung ein.

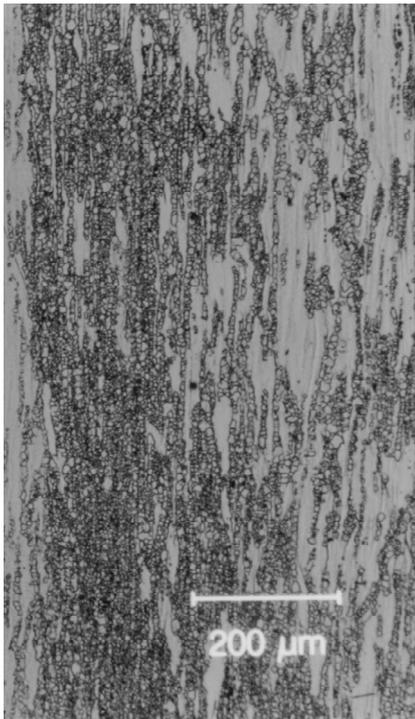


Bild 5.10: AZ61 im stranggepressten Ausgangszustand

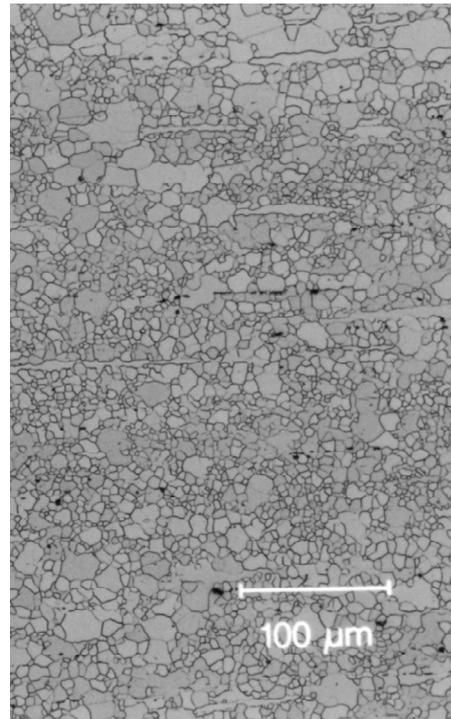


Bild 5.11: AZ61 nach Wärmebehandlung 400°C / 4h / Luftabkühlung

Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Makrohärte des Ausgangsmaterials von AZ61 ist in **Bild 5.12** dargestellt. Der erkennbare Abfall der Makrohärte bei steigender Homogenisierungsdauer ergibt sich durch die Reduzierung der kontinuierlichen Ausscheidungen während der Wärmebehandlung.

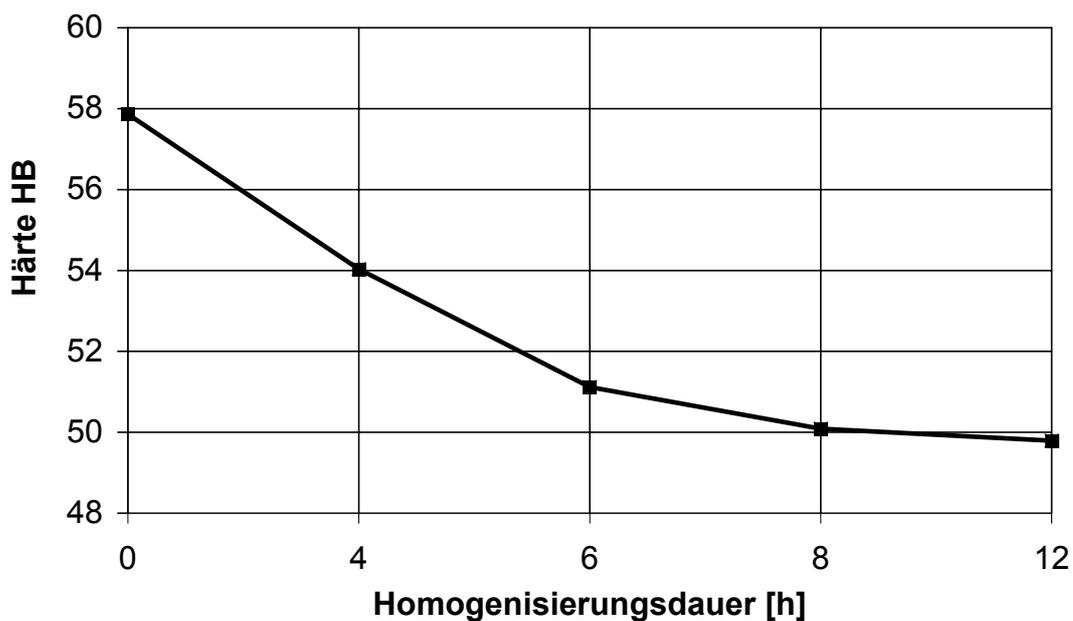


Bild 5.12: Abhängigkeit der Makrohärte von der Homogenisierungsdauer (AZ61, stranggepresst, Luftabkühlung)

Resultierend aus den Gefüge- und Härteänderungen wurde für die Umformversuche eine Glühdauer von 6 Stunden als Wärmeverbehandlung (400 °C) der AZ61-Proben festgesetzt. Längere Glühzeiten haben keinen nennenswerten Einfluss auf die Makrohärte, führen aber zu unerwünschtem Kornwachstum. Nach der Wärmebehandlung erfolgt die Abkühlung an Luft.

Verfahrenstechnische Untersuchungen

In **Bild 5.13** ist der Schmiedeprozess schematisch dargestellt und der Umformvorgang durch die FEM-Simulation verdeutlicht.

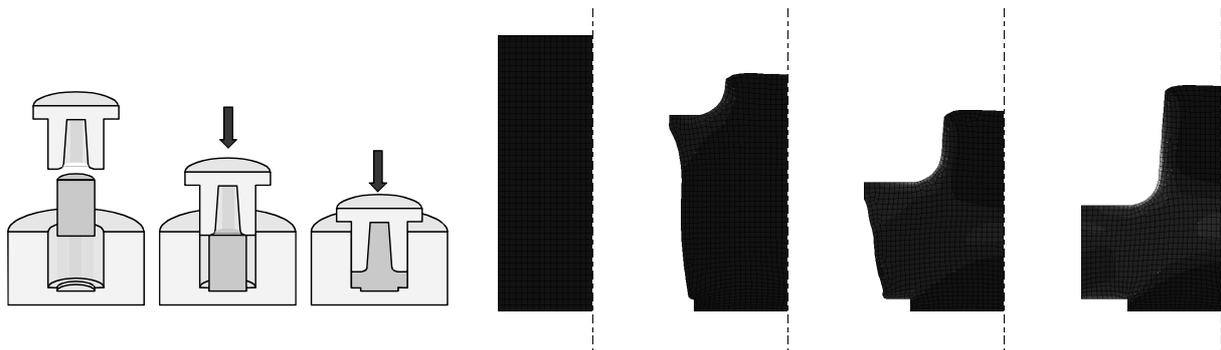


Bild 5.13: Schmiedeprozess (schematisch) und FEM-Simulation des Materialflusses

Die in **Bild 5.14** dargestellten Geometrien wurden für die Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ61 bei verschiedenen Rohteil- und Werkzeugtemperaturen auf der hydraulischen Presse geschmiedet und anschließend in Wasser abgeschreckt.

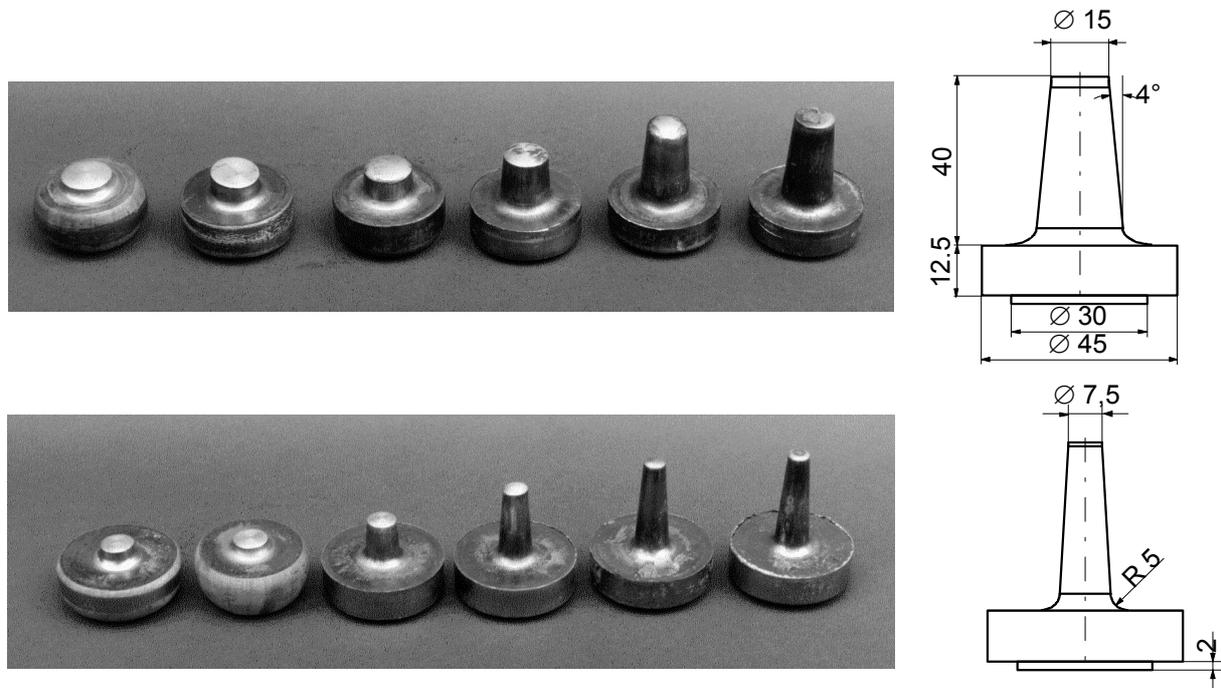


Bild 5.14: Formfüllung der beiden geschmiedeten Geometrien

Die stufenweise Umformung verdeutlicht das Formfüllverhalten: Die Proben werden zuerst gestaucht und gebreitet. Das Werkzeug wird an der oberen Flanschseite gefüllt, ehe es zum Steigen des Zapfens kommt. Erst zum Schluss des Umformvorgangs wird die untere Kante des Flansches ausgeformt. Somit ist die Höhe des Zapfens und die Bewertung des unteren Flanschrandes ein ideales Maß bzw. Kriterium zur Beurteilung der Formfüllung. Die am Ende des Kapitels definierten optimalen Schmiedeparameter basieren mit auf der Beurteilung der Formfüllung.

Bild 5.17 zeigt exemplarisch für AZ61 zwei Kraft-Weg-Verläufe beim Präzisionsschmieden. Mit steigender Werkzeug- und Rohteiltemperatur wird weniger Energie zur Formfüllung beim Magnesiumschmieden benötigt. Zur optimierten und kostengünstigen Maschinenauslegung sind somit hohe Temperaturen gefordert. Die Spitzenkraft am Ende der Umformung ändert sich nur marginal, da die überschüssige Pressenkraft nach der Formfüllung in die Anschläge der Maschine geleitet wird. Bei den Untersuchungen des Formfüllungsverhaltens stellte sich heraus, dass eine geeignete Schmierung des Werkzeugs erfolgen muss, um das Verkleben der Schmiedeteile im Pressstempel zu vermeiden. Als geeigneter Schmierstoff erwies sich Molykote, eine MoS₂-Öl Verbindung.

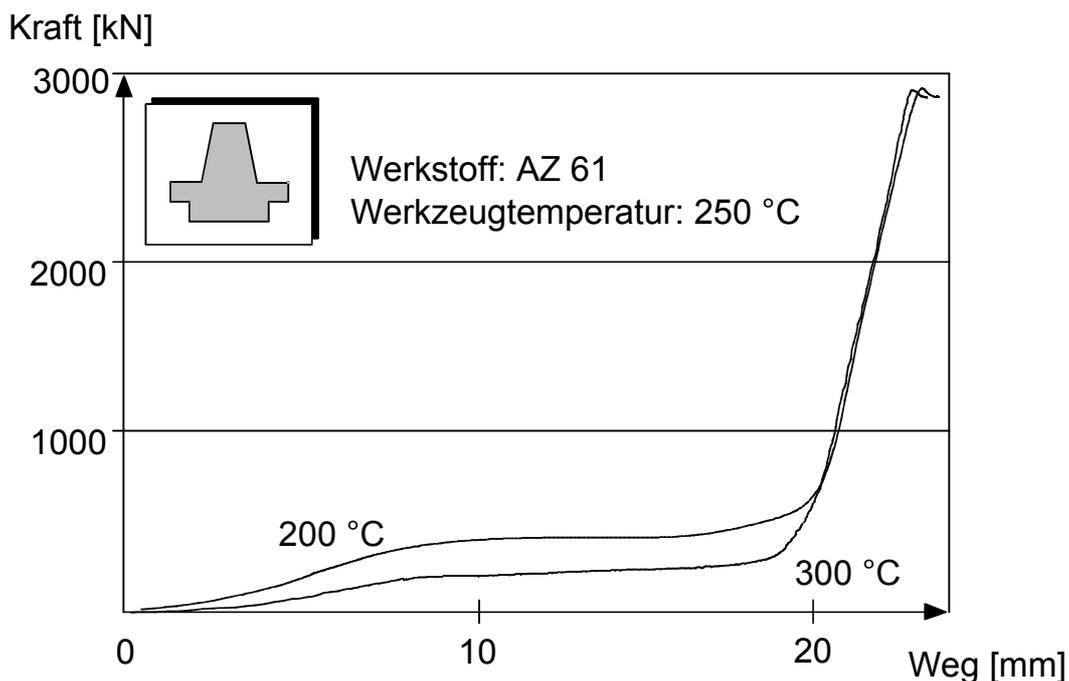


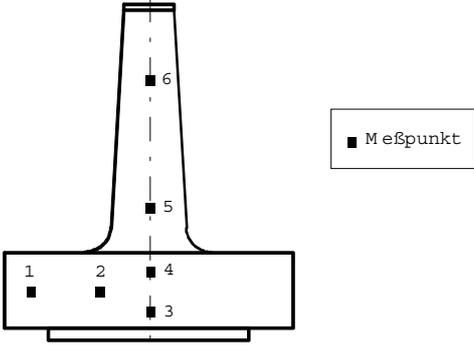
Bild 5.17: Kraft-Weg-Diagramme beim Schmieden von AZ61

Die Ergebnisse zur Ermittlung geeigneter Schmiedeparameter der Magnesiumlegierungen AZ61 und AZ31 waren qualitativ gleichen Charakters, weswegen in der folgenden weiteren Ergebnisbeschreibung nur AZ61 ausführlicher diskutiert wird.

5.2.3 Werkstoffkundliche Untersuchungen nach dem Schmieden

Tabelle 5.1 zeigt die Härtewerte der im oberen Tabellenteil dargestellten Messpunkte. Die Härtewerte der AZ61-Proben vor der Umformung betragen nach der vorangegangenen Wärmebehandlung 51,1 HB.

Tabelle 5.1: Härtewerte von AZ61 nach dem Schmieden



Rohteil-temp.[°C]	WZ-Temp.[°C]	Meßpunkt 1 [HB]	Meßpunkt 2 [HB]	Meßpunkt 3 [HB]	Meßpunkt 4 [HB]	Meßpunkt 5 [HB]	Meßpunkt 6 [HB]
200	200	63,82	65,00	59,93	68,74	67,46	65,00
300	200	64,41	63,82	58,37	67,46	63,24	60,46
400	200	65,00	61,55	58,88	64,41	60,46	62,67
200	250	59,40	61,00	56,38	61,00	61,55	61,00
300	250	57,36	60,46	55,90	61,55	62,11	55,90
400	250	58,37	57,86	53,58	58,37	60,46	57,86
200	300	53,58	54,95	52,69	59,93	57,36	56,87
300	300	56,38	54,95	52,69	57,86	58,37	55,42
400	300	48,56	54,95	52,69	54,95	56,38	55,90

Die nach dem Schmieden ermittelten Härtewerte zeigten folgendes:

- Die Härtewerte nach dem Umformen liegen über der Ausgangshärte und über der Härte nach der Wärmebehandlung. Es kommt also durch das Schmieden zu einer deutlichen Verfestigung des Werkstoffs. Die Festigkeitswerte können gesteigert werden.

- Mit zunehmender Werkzeugtemperatur sinkt die Brinellhärte. An Messpunkt 3 ist bis auf eine Ausnahme jeweils die geringste Makrohärte gemessen worden. Messpunkt 4 dagegen zeigt bis auf wenige Ausnahmen den jeweils höchsten Härtewert einer Versuchsreihe. Die Abweichungen im Messwertverlauf lassen sich durch die Ungenauigkeit der Brinellmessung erklären. So können die Härtewerte durch Fehler beim Messen des Eindruckdurchmessers der Brinellkugel Toleranzen von ca. ± 2 HB aufweisen.
- Die größeren Härtewertdifferenzen bei Änderung der Werkzeugtemperatur lassen die Interpretation zu, dass diese einen größeren Einfluss auf die Verfestigung als eine Rohteiltemperaturänderung besitzt.

Die Härteschwankungen der verschiedenen Messpunkte sind nicht besonders groß, obwohl in den Korngrößen der verschiedenen Bereiche der Probe Unterschiede zu erkennen sind (**Bild 5.15**). Dieses Bauteil wurde bei einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur von 250 °C abgeschmiedet.

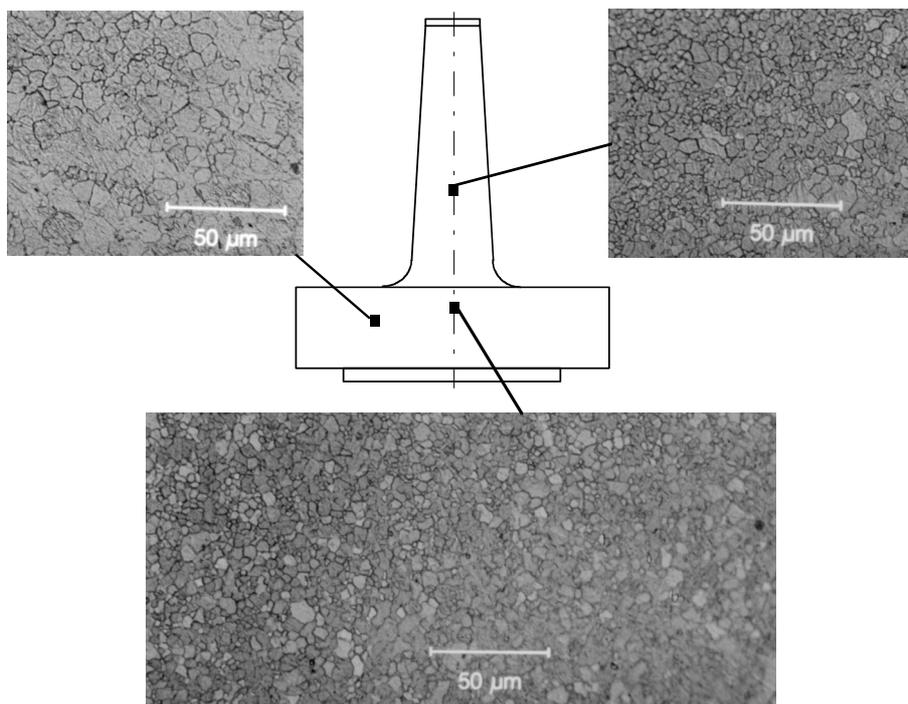


Bild 5.15: Werkstückgefüge an verschiedenen Messpunkten einer AZ61-Probe

Die Unterschiede in der Korngröße resultieren aus der unterschiedlich starken Umformung, die das Material während des Schmiedevorgangs im Gesenk erfährt. Durch den Einfluss des eingebrachten Umformgrads, den Temperaturgradienten innerhalb der Probe während des Schmiedens und der anschließenden Abkühlung verfestigt und entfestigt das Gefüge unterschiedlich stark und unterschiedlich lang. So liegen in den drei Bereichen leicht unterschiedliche Kornstrukturen bzw. Korngrößen vor, jedoch kann über die gesamte Probe von einer feinen Kornstruktur gesprochen werden. Die Korngrößen liegen überall immer deutlich unter 30 µm.

Bild 5.16 stellt exemplarisch für den Messpunkt 4 die Verteilung der Härte in Abhängigkeit von Rohteil- und Werkzeugtemperatur grafisch dar.

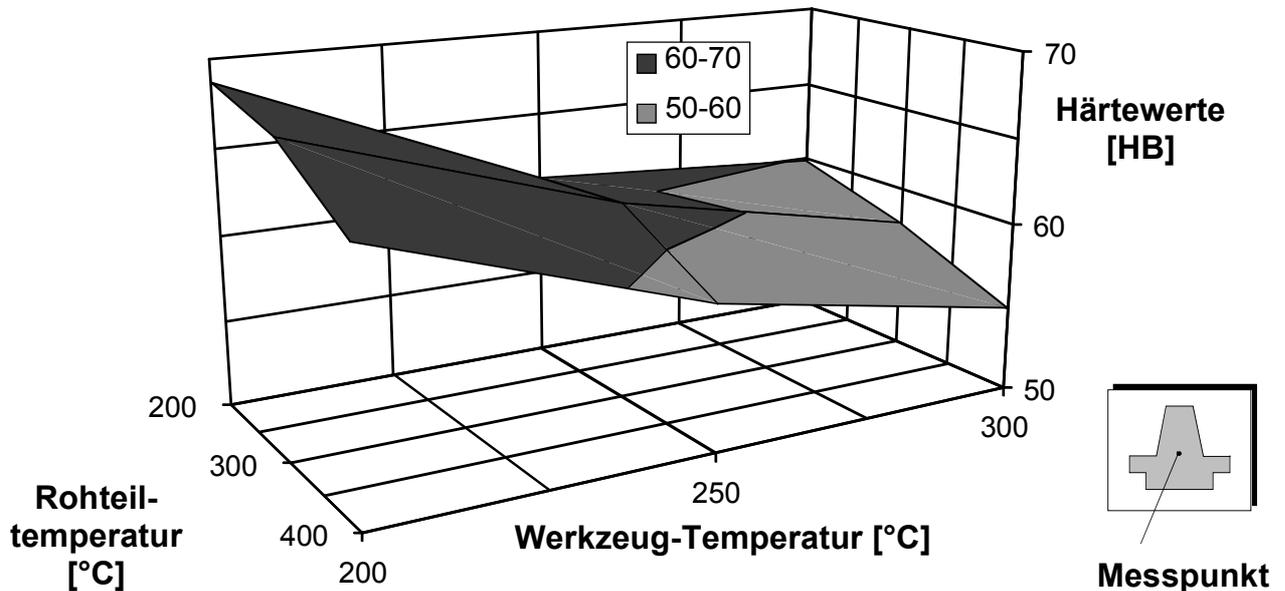


Bild 5.16: Härtewerte von AZ61 nach dem Schmieden

5.2.4 Diskussion der Ergebnisse

Zwar werden bei niedriger Rohteil- und Werkzeugtemperatur die besten Härtewerte erzielt, jedoch wird bei niedrigen Umformtemperaturen keine vollständige Formfüllung erreicht und der Kraft- bzw. Energiebedarf zur Umformung steigt. Zur Festlegung von optimierten Schmiedeparametern müssen Werkstoffwerte, Formfüllungsverhalten und Umformkräfte berücksichtigt werden. Nach den Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit ergeben sich für stranggepresstes Vormaterial der Legierungen AZ31 und AZ61 die Parameter der **Tabelle 5.2**. Dabei ist zu berücksichtigen, dass bei hohen Rohteiltemperaturen geringe Werkzeugtemperaturen gewählt werden können, bei geringen Rohteiltemperaturen aber höhere Werkzeugtemperaturen eingehalten werden müssen. Hohe Kombinationen von Rohteil- und Werkzeugtemperatur sollten vermieden werden, da es sonst zu einem Festigkeits- und Härteabfall kommt.

Tabelle 5.2: Geeignete Umformparameter zum Schmieden von AZ31 und AZ61 auf einer hydraulischen Presse im geschlossenen Gesenk

Legierung	Wärmevorbehandlung	Rohteiltemperatur [°C]	Werkzeugtemperatur [°C]
AZ31	keine	250 bis maximal 350	250 bis maximal 300
AZ61	6h/400°C/Luft	250 bis maximal 370	250 bis maximal 350

5.3 Präzisionsschmieden eines Realbauteils auf einer mechanischen Presse

Das Ziel war die Untersuchung und Beurteilung des Formfüllungs- und Umformvermögens (Umformgrad und Fließweg) von Magnesiumknetlegierungen beim Präzisionsschmieden mit den höheren Umformgeschwindigkeiten einer mechanischen Presse. Aus dem bisherigen Stand der Technik ist die Aussage zu ziehen, dass Magnesiumknetlegierungen nicht fehlerfrei bei hohen Umformgeschwindigkeiten geschmiedet werden können.

Im Rahmen der durchgeführten Arbeiten wurde daher ein Werkzeugsystem zum Präzisionsschmieden eines Realbauteils konstruiert und Untersuchungen mit der Legierung AZ31 durchgeführt.

5.3.1 Werkzeugsystem

Der Auswahl des Realbauteils lagen die zwei Kriterien fertigungsbedingte Parameter (Rohteilmaße, Maschinenleistung und -größe) und industriellen Praxistauglichkeit zugrunde. Die Auswahl fiel auf die Laufrolle einer Mehrgang-Kettenschaltung eines Fahrrads (**Bild 5.18**). Das **Bild 5.19** zeigt eine Explosionszeichnung einer eingebauten Laufrolle mit dem Hauptkörper, der Lagerbuchse und zwei Lagerscheiben.



Bild 5.18: Fahrrad Kettenschaltung /Shimano97/

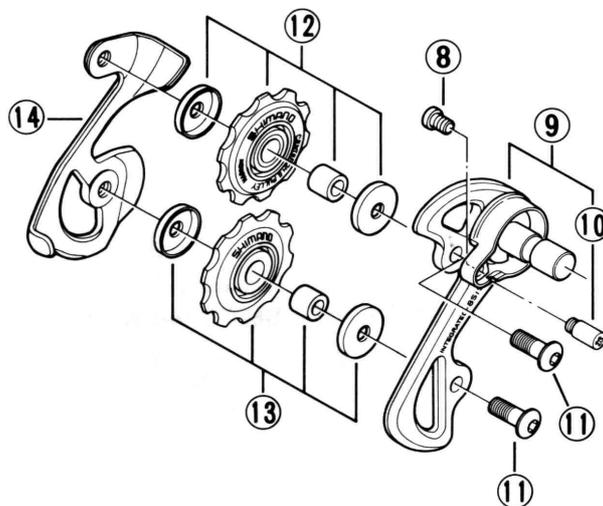


Bild 5.19: Explosionszeichnung eines Laufrollensystems /Shimano97/

Die Laufrolle ist Bestandteil des Schaltwerks und lenkt die Kette nach Passieren der Zahnkränze der Nabe zurück zu den vorderen Zahnkränzen. Bei dem überwiegenden Teil der Fahrräder werden sie aus Kunststoff hergestellt. Bei

qualitativ hochwertigen Markenrädern findet man jedoch auch Laufrollen, die aus Aluminium (geschmiedet und anschließend CNC-gefräst) gefertigt sind (**Bild 5.20**).



Bild 5.20: Laufrollen aus Aluminiumknetlegierungen (z.T. Eloxiert) /Baier96/

Die Konstruktionszeichnung des entwickelten Bauteils mit den Maßen einer Original-Laufrolle zeigt **Bild 5.21**.

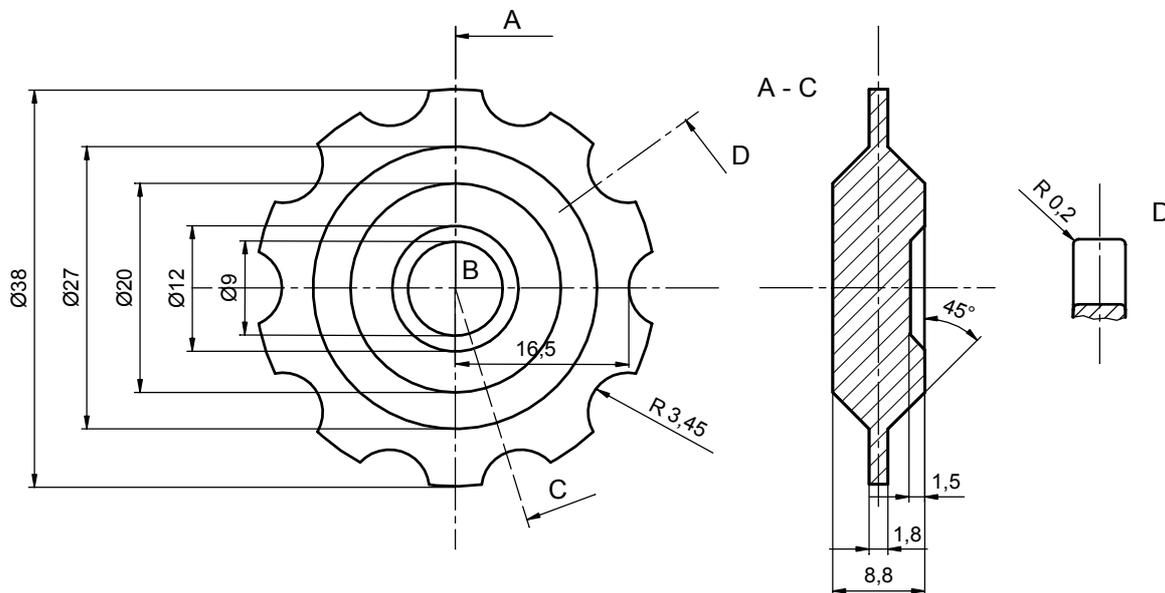


Bild 5.21: Konstruktionszeichnung des Realbauteils „Laufrolle“

Das Schmieden eines fertig gelochten Bauteils wurde nicht realisiert, da hierzu ein schon gebohrtes Rohteil hätte benutzt werden müssen. Neben der aufwendigen Herstellung des Rohteils wäre außerdem die Matrizenherstellung kompliziert und teuer geworden. Weiterhin wurden alle Nuten sowie alle Schrägungsradien an den

Zähnen weggelassen, da für die Erreichung der o.g. Ziele die gewählte einfache Geometrie ausreichend ist. Die einseitig eingebrachte Napfung dient zur Zentrierung für evtl. nachfolgende Bohroperationen.

Zur genauen Rohteilbestimmung wurde das Bauteil mit Hilfe des CAD-Systems ProEngineer als Volumenmodell (**Bild 5.22**) erzeugt und das genaue Volumen zu $V = 4.760 \text{ mm}^3$ berechnet. Die Berechnung des Bauteilvolumens ist für das Präzisionsschmieden von elementarer Bedeutung. Da überflüssiges Material nicht in einen Grat fließen kann, muss das Volumen des Rohlings exakt dem des Fertigteils entsprechen.

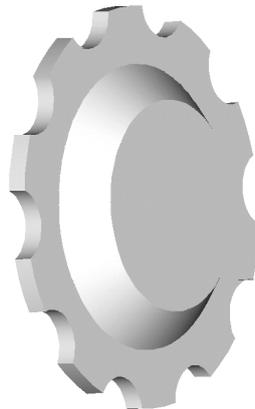


Bild 5.22: Räumliche Darstellung des Bauteils (CAD-System ProEngineer)

Zur Variation des Schmiedevorgangs wurden drei zylinderförmige Proben mit folgenden Maßen erstellt:

- *Probe 1:* $d = 20 \text{ mm}$, $h = 15,15 \text{ mm}$
- *Probe 2:* $d = 19 \text{ mm}$, $h = 16,79 \text{ mm}$
- *Probe 3:* $d = 18 \text{ mm}$, $h = 18,70 \text{ mm}$

Das konstruierte Werkzeug wurde in eine am IFUM vorhandene Spindelschlagpresse der Firma Weingarten PSR 160 eingebaut (maximale Nennkraft 2500 kN, Stößelgeschwindigkeit 365 mm/s). Es wurde ein System mit verzahnter Matrize und verzahntem Stempel entwickelt, wobei die Bauteilhöhe durch Anschläge oder durch einen maschinenseitig einstellbaren Umformweg bestimmt wird. **Bild 5.23** zeigt das Werkzeugprinzip.

Zur Umformung wurden die Rohteile aufgeheizt. Hierzu wurde ein elektrischer Umluftofen verwendet, mit dem die Proben auf Temperaturen bis $400 \text{ }^\circ\text{C}$ erwärmt wurden. Um während des Umformvorgangs möglichst wenig Wärme des Werkstücks zu verlieren, ist eine Aufheizung des Ober- und Untergesenks auf bis zu $300 \text{ }^\circ\text{C}$ notwendig. Mit Heizpatronen wird das Obergesenk aufgeheizt, während eine

Heizmanschette zur Erwärmung des Untergesenks dient. Die Werkzeugtemperaturen werden mit Hilfe von Thermoelementen, die in Bohrungen eingelassen sind, gemessen und geregelt.

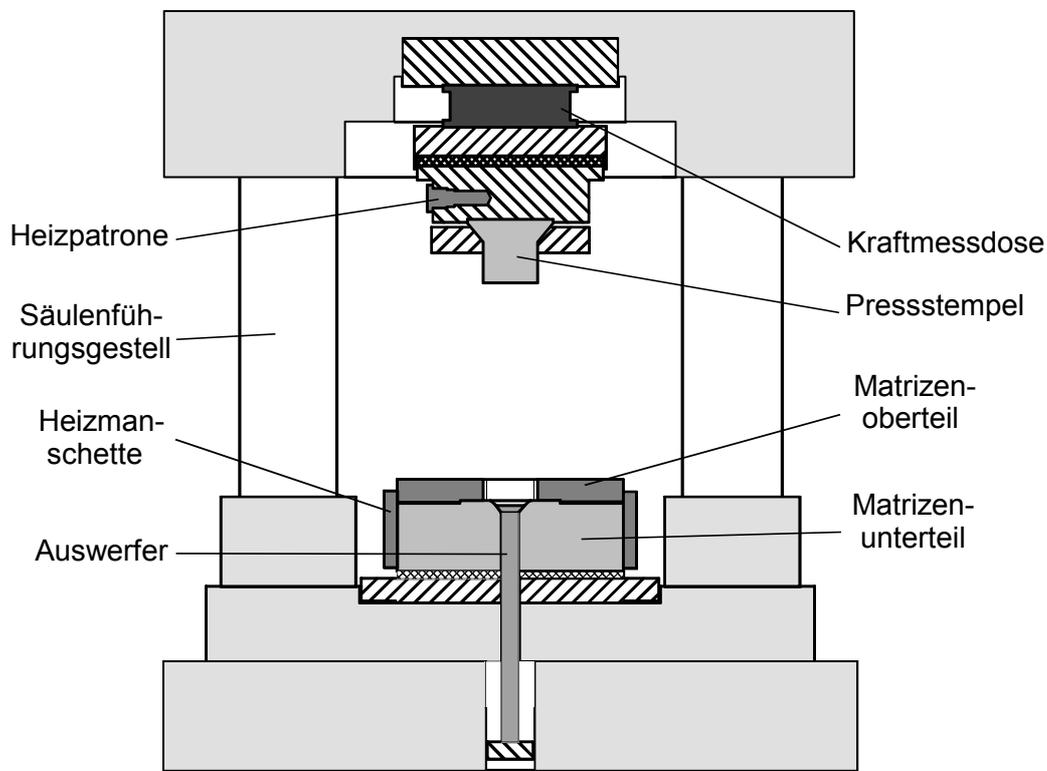


Bild 5.23: Schematische Darstellung des Werkzeugsystems zum Präzisions-schmieden der Laufrolle

Damit das Werkzeug die Genauigkeitsanforderungen (IT8-9) erfüllt, wurden die Einzelteile mit entsprechenden Form- und Lagetoleranzen versehen. Um Fluchtungsfehler beim Zusammenbau der Einzelteile und ein Fließen der Materials in den Spalt zwischen Matrize und Stempel bzw. Auswerfer zu verhindern, sind die Passungen spielfrei ausgeführt. Zur exakten Führung von Ober- und Untergesenk zueinander und zur Entkopplung des Werkzeugsystem von der Umformmaschine ist ein Säulenführungsgestell notwendig. Da sowohl der Stempel als auch die Matrize verzahnt sind, ist eine Vermeidung von Winkelfehlern der beiden formgebenden Elemente sehr wichtig. Dies wird durch einen Zylinderstift zur Festsetzung des Stempels erreicht, wobei die Lage der Matrize entsprechend angepasst werden kann.

Das **Bild 5.24** zeigt die formgebenden Elemente Matrize und den verzahnten Oberstempel. Die Heizmanschette ist zur besseren Ansicht abmontiert. Um in den experimentellen Untersuchungen die maximale Presskraft zu ermitteln, wurde eine Kraftmessdose mit aufgeklebten Dehnungsmessstreifen in den Kraftfluss eingebracht.

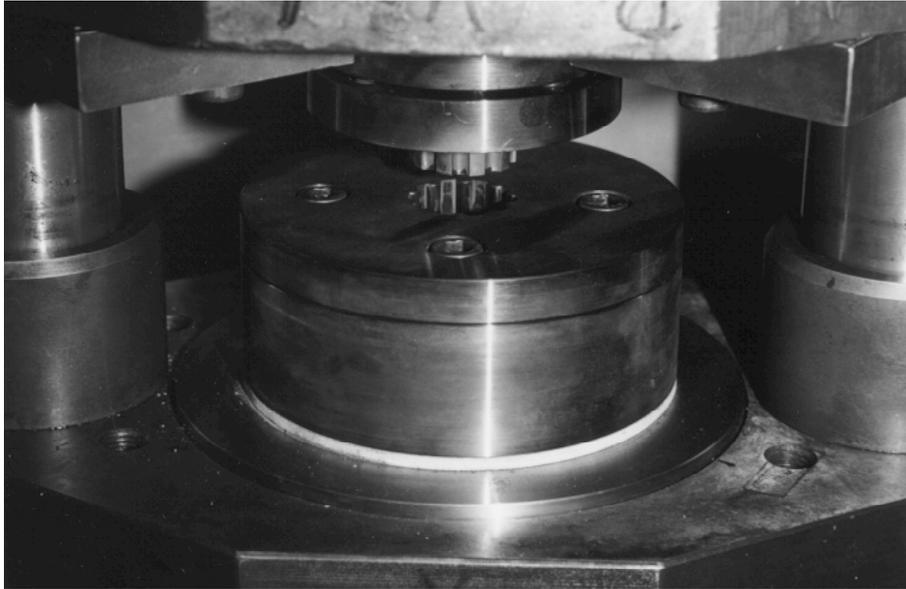


Bild 5.24: Werkzeugsystem mit Säulenführungsgestell zum Präzisionsschmieden der Laufrolle

5.3.2 Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen

Da der Fahrweg des Maschinenstößels aus technischen Gründen nicht mit Anschlägen begrenzt werden konnte, wurde eine an der Umformpresse einstellbare Wegschränke verwendet, um die geforderte Bauteilhöhe und die genaue Formfüllung zu realisieren. Zur optimierten Probenplatzierung im Gesenk wurden Probenzylinder mit einem Durchmesser von $d = 20$ mm verwendet. Dieser entsprach genau dem Durchmesser des Auswerfers und der späteren Stirnfläche des Bauteils. Dadurch war die angestrebte exakte Platzierung der Probe im Gesenk möglich. Proben mit einem Ausgangsdurchmesser $d = 18$ und 19 mm wurden zum Vergleich ebenfalls abgeschmiedet.

Verfahrenstechnische Untersuchungen

Als Schmiermittel wurden verschiedene Schmierstoffe auf Stempel und Matrize gesprüht. Die Aufheizzeit der Probe auf $T = 300$ bis 400 °C im elektrischen Umluftofen betrug 15 bis 20 Minuten. Das Untergesenk wurde auf 300 °C und das Obergesenk auf $T = 230$ bis 260 °C aufgeheizt.

Die Proben mit einem Durchmesser von $d = 20$ mm füllten nach genauer Einstellung des Fahrwegs die Form sehr gut aus. **Bild 5.25** zeigt zwei geschmiedete Laufrollen mit einem zylinderförmigen Rohteil.



Bild 5.25: Geschmiedete Laufrollen aus AZ31 mit einem Rohteil

In **Bild 5.26** sind einige gemessene Mittelwerte der maximal auftretenden Umformkräfte aufgeführt. Die gemessenen maximalen Kräfte weisen in Abhängigkeit der Ausgangsdurchmesser der Rohteile große Unterschiede auf, sie liegen zwischen 400 und 600 kN.

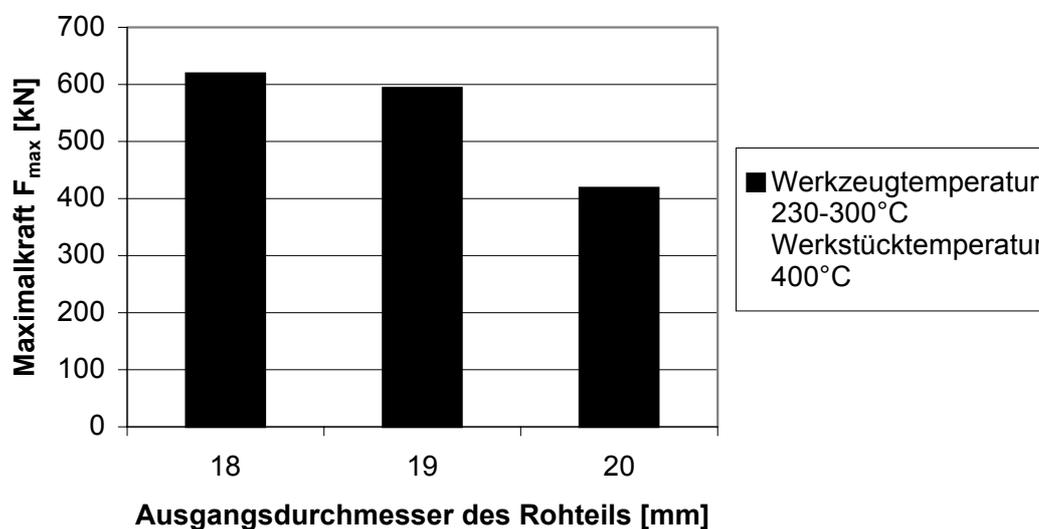


Bild 5.26: Exemplarischer Vergleich der maximalen Umformkräfte in Abhängigkeit des Ausgangsdurchmessers

Bei der Verwendung von Proben mit dem Durchmesser von $d = 18$ und 19 mm ergab sich eine leichte Überfüllung der Gravur, d.h. eine feine Gratbildung an den Zähnen. Grund hierfür ist ein abweichendes Volumen im Vergleich zu den Rohteilen mit dem Durchmesser von 20 mm. Bereits minimale Volumenänderungen wirken sich bei

festem Verfahrenweg negativ aus, da der Werkstoff bei Materialüberschuss in den Spalt der Passung zwischen Stempel und Matrize fließt. Die maximale Kraft lag bei diesen Probenotypen dadurch im Durchschnitt höher.

Zur fundierten Prozessanalyse des Präzisionsschmiedens kann die FEM-Simulation herangezogen werden. Grundlage für die FEM-Simulationen sind dabei material-spezifische Kennwerte wie Fließkurven und Reibwerte, die im Rahmen dieser Arbeit für die untersuchte Magnesiumknetlegierung AZ31 ermittelt wurden (vgl. Kapitel 4). **Bild 5.27** zeigt die FEM-Berechnung der Formfüllung der Laufrolle und der plastischen Vergleichsdehnung am Ende der isothermen Umformung bei 300 °C exemplarisch an einem rotationssymmetrischen Ausschnitt des Bauteils /Doege98/.

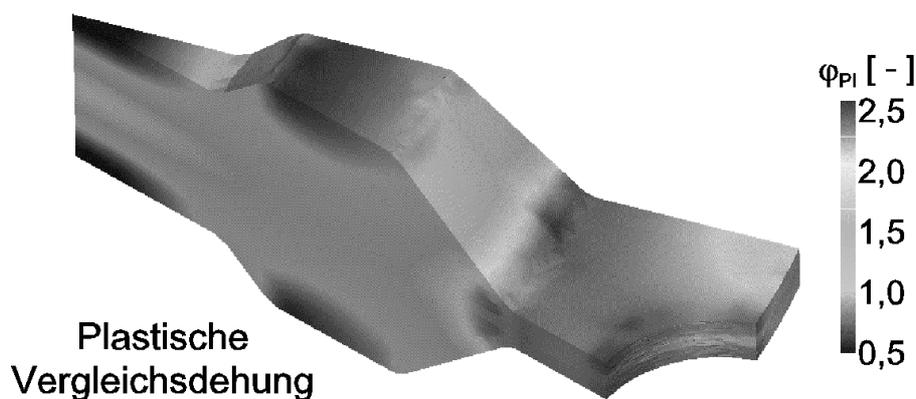
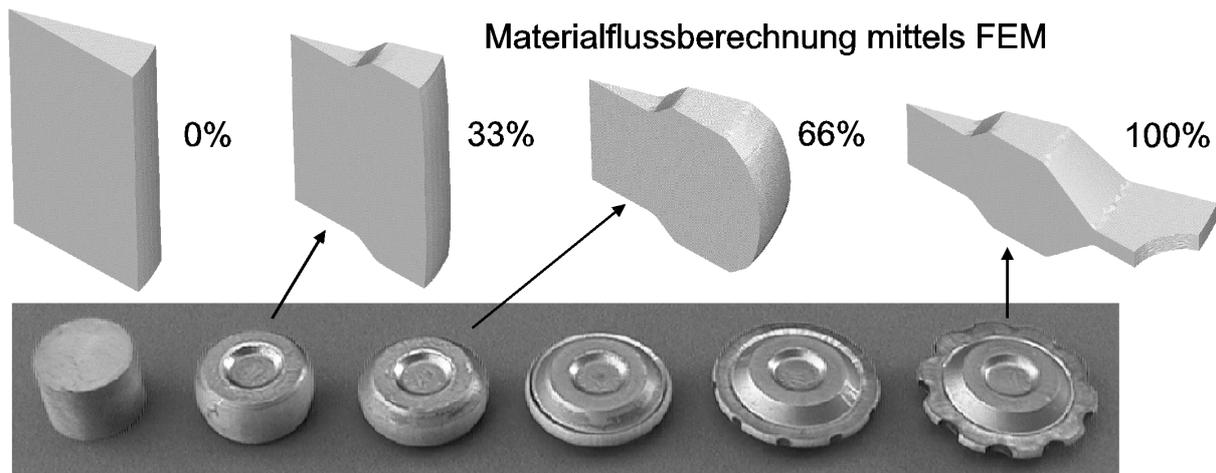


Bild 5.27: FEM-Simulation der plastischen Vergleichsdehnung am Ende der Umformung (Werkstoffkennwerte der Magnesiumknetlegierung AZ31)

Aufgrund der Symmetrie war es ausreichend einen halben Zahn zu berücksichtigen /Klein99/. **Bild 5.28** zeigt eine Gegenüberstellung des berechneten und experimentell ermittelten Materialflusses. Die zylindrische Probe wird zunächst gebreitet bevor es zum Ende der Umformung zum Fließen des Materials in die Verzahnung der Matrize kommt. Entsprechend hoch sind die Dehnungen im Zahnbereich am Ende der Umformung (vgl. **Bild 5.27**).

Der Vergleich der FEM-Simulation mit dem Materialfluss im Experiment zeigt eine hervorragende Übereinstimmung. Der Simulationsrechnung fand bei 300 °C Rohteil- und Werkzeugtemperatur statt und basierte auf den entsprechenden Fließkurven (s. Kapitel 4) aus dem einachsigen Zylinderstauchversuch die über Punktzuordnung in das FEM-Programm eingebracht wurden. Die FEM-Simulation von Präzisions-schmiedeprozessen zur Magnesiumbauteilherstellung ist ein hilfreiches Mittel, um unterstützend bei der Werkzeugauslegung und Optimierung von Umformvorgängen eingesetzt zu werden. Auftretende Schmiedefehler wie Falten und Risse können durch die Betrachtung der mechanischen und thermischen Gegebenheiten im Verlauf der Umformung analysiert werden und Fehlerursachen aufgezeigt werden.



Formfüllung im Experiment

Bild 5.28: Gegenüberstellung von Experiment und FEM-Simulation des Materialflusses beim isothermen Präzisionsschmieden (300 °C) der Laufrolle

5.3.3 Werkstoffkundliche Untersuchungen nach dem Schmieden

Makroskopische und mikroskopische Schliffbilder des Gefüges der geschmiedeten Laufrollen wurden angefertigt, um Fließverhalten und Korngrößen analysieren zu können sowie eventuelle Fehler wie innere Falten zu detektieren. Die Makroaufnahmen zeigen die scharfe Formfüllung und die Fließlinien, die der Kontur des Bauteils folgen. Die Bauteile können fehlerfrei voll ausgeformt werden. Dies ist sowohl im Schliffbild der seitlichen Sicht eines Zahns im **Bild 5.29** als auch in den **Bildern 5.30** und **5.31** zu sehen. Diese zeigen Schliffbilder einer Zahnflanke und eines Zahns in der Draufsicht.

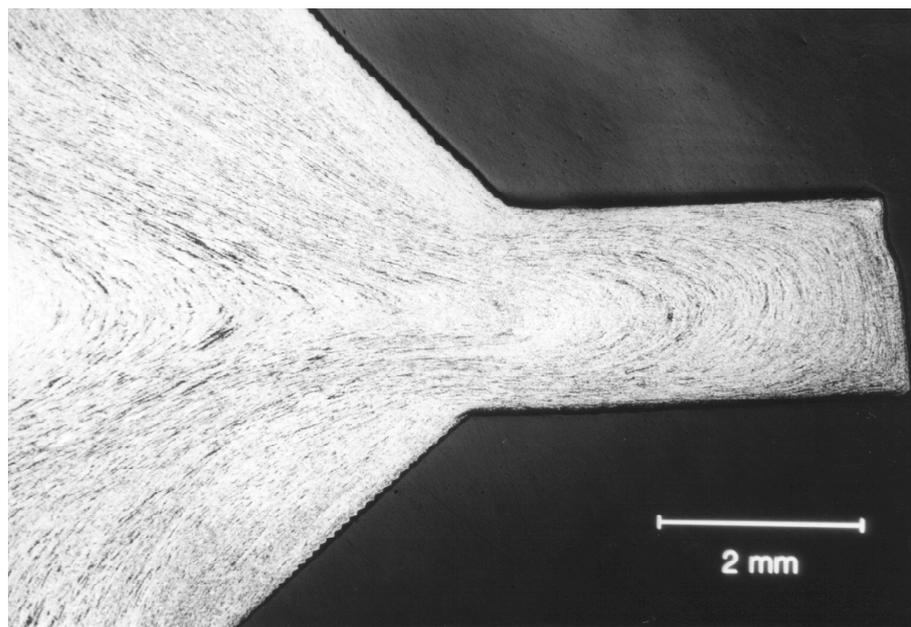


Bild 5.29: Fließlinien und Radienfüllung eines Zahns im Querschnitt

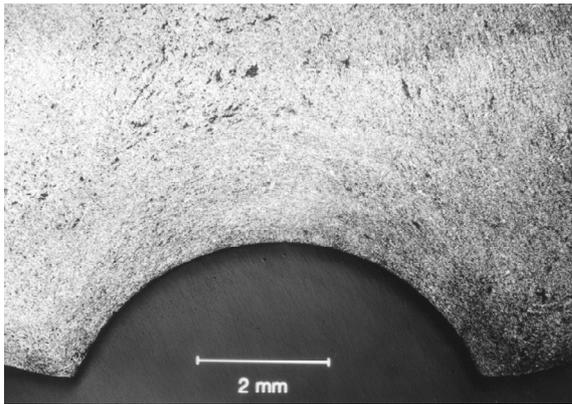


Bild 5.30: Fließlinien und Radienfüllung einer Zahnflanke in Draufsicht

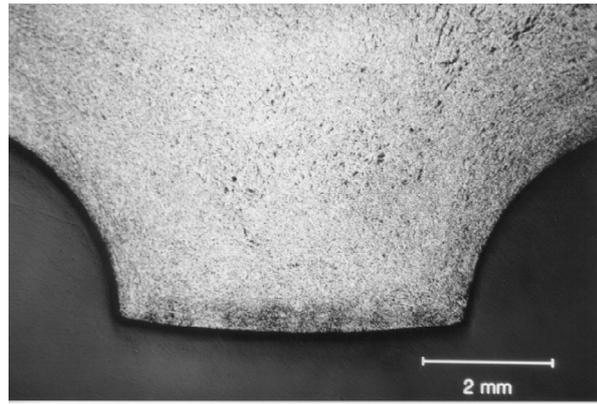


Bild 5.31: Fließlinien und Radienfüllung eines Zahns in Draufsicht

Zusätzlich ist in den Makroschliffaufnahmen auch die Homogenität des Gefüges zu erkennen. Diese Homogenität wird durch die Mikroschliffaufnahme in **Bild 5.32** bestätigt.

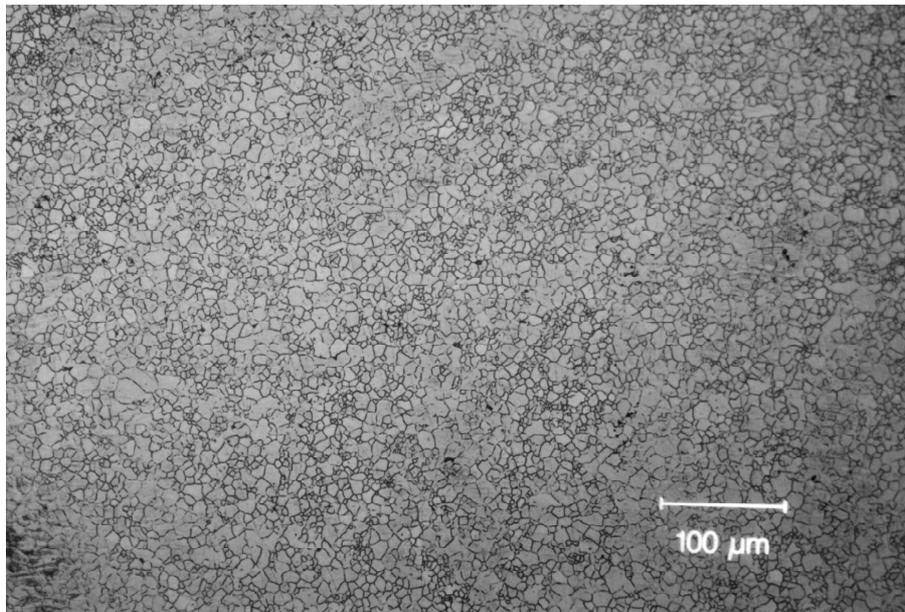


Bild 5.32: Gefügaufnahme einer geschmiedeten Laufrolle (AZ31)

5.3.5 Diskussion der Ergebnisse

Das stranggepresste AZ31-Ausgangsmaterial kann ohne besondere Wärmebehandlung geschmiedet werden. Bei den Schmiedeuntersuchungen stellte sich heraus, dass eine geeignete Schmierung des Werkzeugs erfolgen muss, um ein Verkleben der Schmiedeteile in der Matrize zu vermeiden. Als geeignetes Schmiermittel erwies sich auch hier Molykote, welches auf den Stempel und die Matrize gesprüht wurde. Ein ebenfalls getesteter, sogenannter „Weißer Schmierstoff“ (Graphit-frei) führte zum Kleben des Magnesiummaterials im Werkzeug.

Die Versuche zum Präzisionsschmieden der Laufrolle bei erhöhter Umformgeschwindigkeit wurden auf einer Spindelpresse der Firma Weingarten durchgeführt. Die besten Ergebnisse wurden bei Verwendung von Probenzylindern mit einem Durchmesser von $d = 20$ mm und einer Höhe von $h = 15,15$ mm erzielt, wobei der Durchmesser genau dem des Auswerfers entsprach. Dadurch war eine exakte Platzierung des Halbzeugs im Gesenk möglich. Die auftretenden Kräfte waren am geringsten und die Formfüllung am besten.

Mit folgenden Schmiedeparametern wurde unter Berücksichtigung des Gefüges und der auftretenden Umformkräften eine optimale Formfüllung erzielt:

- | | |
|-------------------------|---------------------|
| - Rohteiltemperatur | T = 300 bis 380 °C, |
| - Untergesenktemperatur | T = 300 °C, |
| - Obergesenktemperatur | T = 250 °C, |
| - Schmierstoff | Molykote. |

Die Versuche haben gezeigt, dass die Magnesiumknetlegierungen AZ31 bei einer geeigneten Wahl der Umformparameter auf mechanischen Pressen mit hohen Umformgeschwindigkeiten umgeformt werden können. Nicht nur die dickwandigen Bereiche des Bauteils sind vollständig ausgebildet, sondern auch die Ecken der kleinen und sehr dünnwandigen, filigranen Zähne werden vollständig gefüllt. Es können Laufrollen mit exzellenter Formfüllung und mit homogener, feiner Kornstruktur auf einer mechanischen Presse präzisionsgeschmiedet werden. Der quasi-hydrostatische Spannungszustand des geschlossenen Gesenks verhindert eine Rissbildung des Magnesiummaterials.

Die FEM-Simulation zeigt eine hervorragende Übereinstimmung mit den experimentellen Analysen. Diese sehr aussichtsreichen Ergebnisse liefern den Nachweis, dass das Präzisionsschmieden von komplexen Bauteilen aus Magnesiumknetlegierungen auf mechanischen Pressen möglich ist.

Das Präzisionsschmieden wird in Zukunft als near-net-shape Technologie und der daraus resultierenden reduzierten spanenden Bearbeitung für die Herstellung von endkonturnahen Bauteilen aus Magnesiumknetlegierungen weiter an Bedeutung gewinnen. Dabei wird die Weiterentwicklung von Magnesiumknetlegierungen zur Kompensation vorhandener Nachteile ein breiteres Anwendungsfeld in der modernen Technik schaffen. Anwendungen im Bereich komplexer Bauteile wie Riementriebe oder sicherheitsrelevanter Massenbauteile wie Querträger für die Automobilindustrie sind denkbar.

5.4 Napf-Rückwärtsfließpressen im geschlossenem Gesenk

Um die Fließeigenschaften von Magnesiumlegierungen unter den Randbedingungen langer Fließwege und dünner Bauteilquerschnitte charakterisieren zu können, wurde ein modular aufgebautes Werkzeugsystem für Bauteile mit unterschiedlichen Steghöhen und Stegbreiten sowie Bodendicken entwickelt. Bisher gibt es noch keine veröffentlichten Untersuchungen zum Rückwärtsfließpressen von Magnesiumlegierungen. Zur Auslegung des Werkzeugs wurde sowohl auf analytische Methoden als auch auf die FEM-Simulation zurückgegriffen. Die Vorgehensweise zur Werkzeugauslegung wird vorgestellt. Ergebnisse des Napf-Rückwärtsfließpressen von AZ31 werden diskutiert und die Umformung mit Hilfe der FEM-Simulation analysiert.

Bauteilgeometrien für die Napf-Rückwärts-Fließpressuntersuchungen

In den **Bildern 5.33** und **5.34** sind die zwei Bauteile wiedergegeben, die mit dem konstruierten Werkzeug gefertigt wurden. **Bild 5.33** zeigt das Bauteil mit der kleinsten Steghöhe (20mm), größten Stegbreite und Bodendicke (jeweils 7,5 mm). In **Bild 5.34** ist entsprechend das Bauteil mit der größten Steghöhe (40 mm), kleinsten Stegbreite (3,8 mm) und Bodendicke (3 mm) zu sehen. Die Stegbreite 3,8 mm für das Bauteil B2 errechnet sich aufgrund der Volumenkonstanz von Rohteil und fertig geformtem Bauteil. Durch die festgelegten Abmessungen des Bauteils B1 ist das Volumen des Rohlings festgelegt. Da überschüssiges Material weder in einen Gratspalt noch frei nach oben abfließen kann, müssen alle Bauteile das gleiche Volumen haben. Das Volumen beträgt 24.4 cm^3 . Für die Rohteile mit einem Durchmesser von 30 mm ergibt sich auf diese Weise eine Höhe von 34,5 mm.

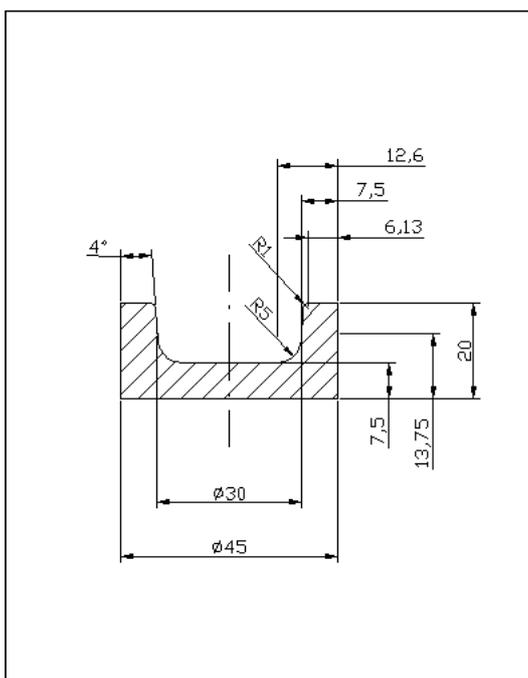


Bild 5.33: Bauteil B1

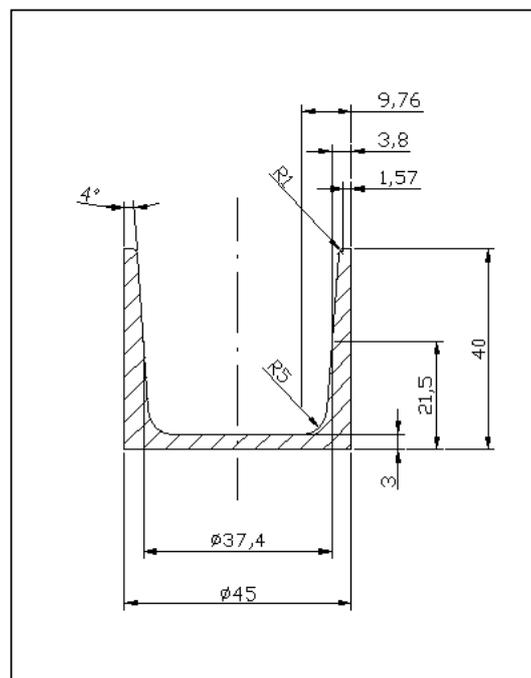


Bild 5.34: Bauteil B2

5.4.1 Werkzeugsystem

Die Auslegung der formgebenden Komponenten des konstruierten Werkzeugs erfolgte auf zwei Wegen. Zum einen wurden die Kräfte mit analytischen Gleichungen berechnet, zum anderen erfolgt die Berechnung nach der elementaren Plastizitätstheorie. Während die Berechnung von F_{St} bzw. p_{St} mit analytischen Gleichungen nur die Größtwerte liefert, lässt sich mit der elementaren Plastizitätstheorie der Kraft-Weg-Verlauf berechnen. Diese Berechnungen wurden anschließend mit FEM-Berechnungen verglichen, um maximal auftretende Kräfte als sichere Grundlage für die Werkzeugauslegung zu haben.

Werkzeugauslegung mit analytischen Gleichungen

Nach /Schmitt70, Geiger84/ errechnet sich die größte mittlere bezogene Stempelkraft $\bar{p}_{St,max}$ zu

$$\bar{p}_{St,max} = q \cdot K \cdot \frac{A_0}{A_0 - A_1} \cdot \sqrt{\frac{A_0}{A_1} - 1}. \quad (5.2)$$

Für den werkstoffabhängigen Korrekturfaktor K gilt nach der VDI-Richtlinie 3185, Blatt 2 /VDI70/ für das Napf-Rückwärtsfließpressen allgemein

$$K = 2,4 \cdot R_m + 50 \text{ [N/mm}^2\text{]}. \quad (5.3)$$

Der Wert R_m wird für die Magnesiumlegierung AZ31 aus den im einachsigen Zylinderstauchversuch aufgenommenen Fließkurven-Maximum bestimmt. Bei einer Umformtemperatur von 300 °C wird für R_m eine Spannung von 175 N/mm² festgelegt (Vergleiche Bild 4.3, Fließkurvenmaximum von AZ31 bei 300 °C und 1s⁻¹). Mit diesem Wert beträgt der Werkstoffkorrekturfaktor

$$K = 470 \text{ N/mm}^2.$$

Dies ist ein Wert, der zwischen den Werten für reines Aluminium Al99,5 ($K = 212 \text{ N/mm}^2$) und Kupfer ($K = 569 \text{ N/mm}^2$) liegt.

Der Faktor q berücksichtigt den Einfluss der Rohteilabmessung h_0/d_0 . Die Rohteile für die beiden Bauteile B1 und B2 sind identisch. Sie haben eine Höhe von $h_0 = 34,5 \text{ mm}$ und einen Durchmesser von $d_0 = 30 \text{ mm}$. Daraus errechnet sich ein Verhältnis von $h_0/d_0 = 1,15$. Damit ergibt sich für den Wert q nach /Geiger84 (Bild 217)/

$$q = 1.$$

Die Querschnittsflächen errechnen sich aus dem Matrizenradius r_M den zwei verschiedenen Stempelradien r_{St} :

$$A_0 = \pi \cdot r_M^2, \quad (5.4)$$

$$A_1 = \pi \cdot (r_M^2 - r_{St}^2). \quad (5.5)$$

Der Matrizenradius r_M ist mit 22,5 mm bei beiden Bauteilen identisch (Vergleiche Bilder 5.33 und 5.34). Die Querschnittsfläche A_1 sind für B1 und B2 unterschiedlich,, da für die zwei verschiedenen Bauteile verschiedene Stempelradien r_{St} gelten. Bei dem Bauteil B1 mit dem breiten Steg ist $r_{St} = 15$ mm. In den weiteren Ausführungen wird für dieses Bauteil der Index und die Bezeichnung B1 verwendet. Analog dazu beträgt der Stempelradius r_{St} für Bauteil B2 17,7 mm. Aus den gegebenen Werten für die verschiedenen Radien ergibt sich nach Gl. 5.4 und Gl. 5.5:

$$\begin{aligned} A_0 &= 1590,4 \text{ mm}^2, \\ A_{1,B1} &= 883,6 \text{ mm}^2, \\ A_{1,B2} &= 491,6 \text{ mm}^2. \end{aligned}$$

Nun sind alle Größen bekannt, um die größte mittlere bezogene Stempelkraft $\bar{p}_{St,max}$ nach Gl. 5.2 zu berechnen. Es folgt für Bauteil B1 und Bauteil B2:

$$\bar{p}_{St,B1,max} = 945,9 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2},$$

$$\bar{p}_{St,B2,max} = 1017,0 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}.$$

Mit Hilfe der Beziehung

$$\bar{p}_{B,max} = \varepsilon_A \cdot \bar{p}_{St,max} \quad (5.6)$$

wird die größte über dem Napfbodenquerschnitt gemittelte Axialkraft berechnet, wobei sich der Faktor ε_A folgendermaßen errechnet:

$$\varepsilon_A = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \quad (5.7)$$

Mit den gegebenen Werten für A_0 und A_1 beträgt

$$\begin{aligned} \varepsilon_{A,B1} &= 0,44, \\ \varepsilon_{A,B2} &= 0,69. \end{aligned}$$

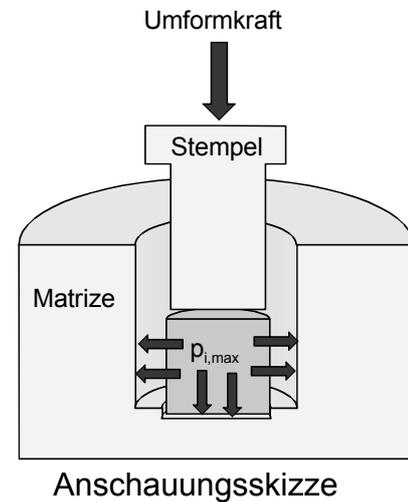
Nach /Geiger84/ kann beim Napf-Fließpressen der auf die Matrizenwand wirkende Druck in guter Näherung mit

$$\bar{p}_{i,\max} = \bar{p}_{St,\max} \cdot \varepsilon_A = \bar{p}_{B,\max} \quad (5.8)$$

angesetzt werden. Somit ergibt sich für die Bauteile B1 und B2 nach der Auslegung mittels analytischer Gleichungen als Matrizeninnendruck

$$\bar{p}_{i,B1,\max} = 416,2 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2},$$

$$\bar{p}_{i,B2,\max} = 701,7 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}.$$



Werkzeugauslegung nach elementarer Plastizitätstheorie

Bei dieser Theorie wird das Napf-Rückwärtsfließpressen als ein doppelter Stauchvorgang betrachtet. Das Werkstück wird zunächst axial zwischen Stempel und Matrizenboden und danach radial zwischen dem Werkstückteil unter dem Stempel und der Matrizenwand gestaucht. Die Umformung erfolgt also in den Zonen axialer Stauchung 1 und radialer Stauchung 2 /Dipper49/. Es folgt für die den Stempel belastende Axialspannung

$$\bar{p}_{St} = k_{f1} \cdot \left(1 + \frac{1}{3} \cdot \mu_1 \cdot \frac{d_{St}}{b}\right) + k_{f2} \cdot \left(1 + \mu \cdot \frac{b}{s}\right). \quad (5.9)$$

Die k_f -Werte werden aus den Fließkurven (Bild 4.4) entnommen, wobei für

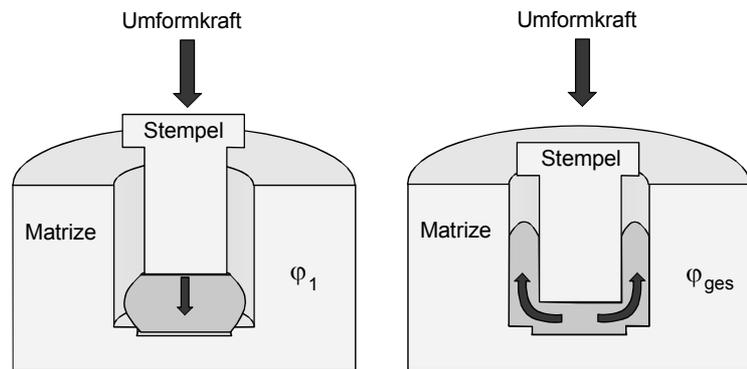
$$k_{f1}(\varphi_1) \text{ mit } \varphi_1 = \ln\left(\frac{l_0}{b}\right), \quad (5.10)$$

$$k_{f2}(\varphi_{ges}) \text{ mit } \varphi_{ges} = \varphi_1 \cdot \left(1 + \frac{d_{St}}{8 \cdot s}\right) \quad (5.11)$$

angesetzt werden. In diesen Gleichungen bedeutet b die Napfbodendicke und s die Stegbreite des Bauteils. Mit d_{St} wird der Stempeldurchmesser bezeichnet und l_0 meint die Ausgangslänge der Probe. Auch hier sind für die verschiedenen Bauteile unterschiedliche Werte einzusetzen. Für $l_0 = 34,5$ mm und $b_{B1} = 7,5$ mm, $b_{B2} = 3$ mm, $d_{St,B1} = 30$ mm, $d_{St,B2} = 37,4$ mm, $s_{B1} = 7,5$ mm und $s_{B2} = 3,8$ mm ergeben sich für die

beiden Bauteile B1 und B2 bei der Berechnung des Umformgrads der Stauchung und des Gesamtumformgrads (Stauchung + Rückwärtsfließen)

$$\begin{aligned}\varphi_{1,B1} &= 1,5, \\ \varphi_{\text{ges},B1} &= 2,25, \\ \varphi_{1,B2} &= 2,4, \\ \varphi_{\text{ges},B2} &= 5,35.\end{aligned}$$



Anschauungsbild

Aus den Fließkurven aus Kapitel 4 und nach /Papke96/ können Fließspannungen nur bis zu einem Umformgrad von 0,9 entnommen werden. Da sich die Fließspannung für AZ31 und AZ61 bei höheren Umformgraden nicht mehr wesentlich ändert, wird einheitlich für alle k_f -Werte eine Fließspannung von $k_f = 150 \text{ N/mm}^2$ eingesetzt werden. Dieser Wert ist bei Umformgeschwindigkeiten von 1 s^{-1} und einer Umformtemperatur von 300 °C realistisch und stellt eine gute Obergrenze dar.

Für die Zone radialen Stauchens ist zur Bestimmung der mittleren Normalspannung der Reibwert zwischen den Zonen 1 und 2 und an der Matrizenwand zu mitteln /Lange84/. Man rechnet mit

$$\mu = \frac{1}{2}(\mu_1 + 0,5). \quad (5.12)$$

Nach /Beitz95/ beträgt μ_1 bei Gleitreibung 0,2. Somit ergibt sich μ zu 0,35. Mit den bekannten Größen können $\bar{p}_{\text{St},B1}$ und $\bar{p}_{\text{St},B2}$ bestimmt werden. Es folgt

$$\begin{aligned}\bar{p}_{\text{St},B1} &= 392,5 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}, \\ \bar{p}_{\text{St},B2} &= 466,1 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}.\end{aligned}$$

Analog zu den Berechnungen mit analytischen Gleichungen lässt sich der auf den Napfbodenquerschnitt und die Matrizenwand wirkende Druck berechnen. Er ergibt sich nach der Berechnung mittels elementarer Plastizitätstheorie zu

$$\bar{p}_{B,B1} = \bar{p}_{\text{St},B1} \cdot \varepsilon_{A,B1} = \bar{p}_{i,B1} = 172,7 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}, \quad (5.13)$$

$$\bar{p}_{B,B2} = \bar{p}_{\text{St},B2} \cdot \varepsilon_{A,B2} = \bar{p}_{i,B2} = 321,6 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}. \quad (5.14)$$

FEM-Analyse zur Werkzeugauslegung

Die Finite Elemente Methode wurde in den vergangenen Jahren zu einem leistungsfähigen Werkzeug zur Simulation von Umformprozessen entwickelt. Schon während der Planungsphase können hiermit Aussagen über Versagen, Materialfluss und Stadienfolgen gemacht werden. Aufgrund der kostengünstig verfügbaren Rechenleistung hat sich die Finite Elemente Methode zur Prozesssimulation durchgesetzt, da sie prinzipiell die Möglichkeit bietet, beliebige Geometrien, Belastungen und Materialverhalten zu modellieren /Besdo95/.

Die **Bilder 5.35** und **5.36** zeigen die Stadienfolge der beiden Bauteile B1 und B2. Die obere Bildfolge gibt den Verlauf der Temperatur während der einzelnen Verformungsstadien wieder. Die untere Bildfolge stellt die Vergleichsformänderung in den verschiedenen Stadien dar.

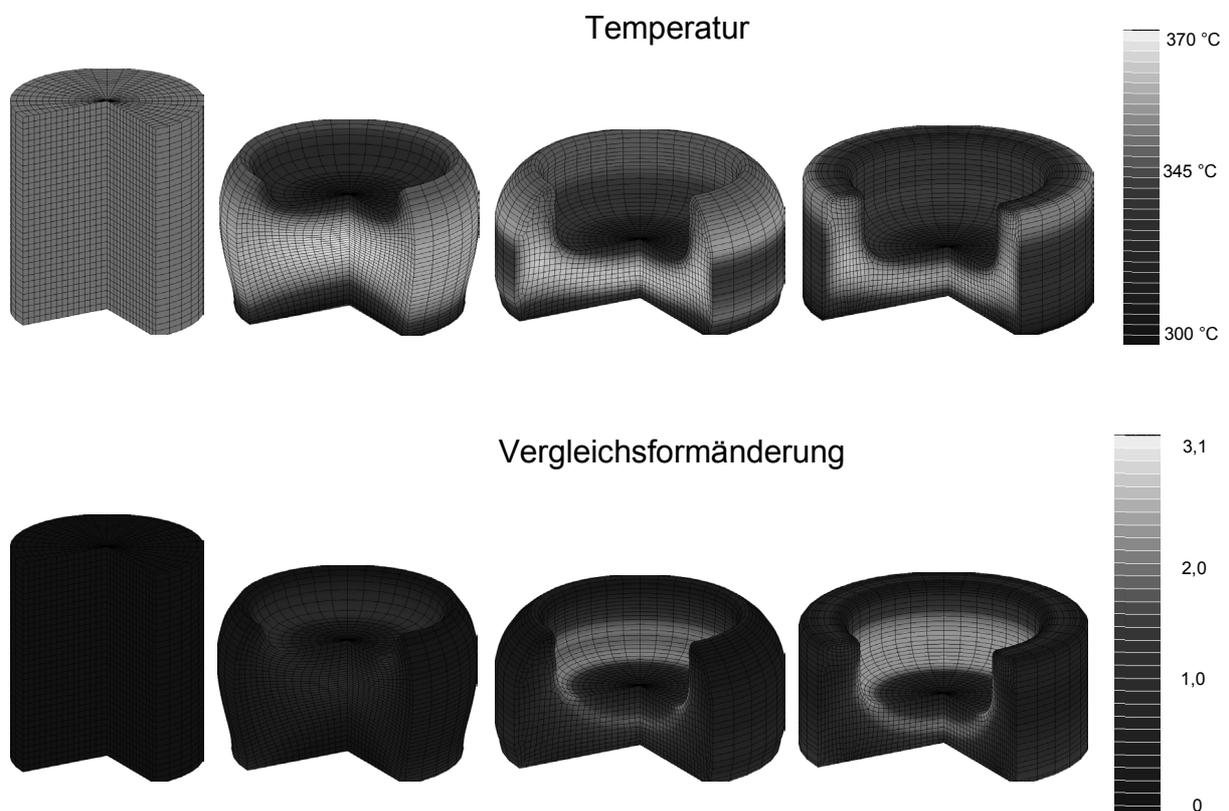


Bild 5.35: FEM-Simulation der Bauteilgeometrie B1

Das Napf-Rückwärtsfließpressen beginnt mit dem Aufsetzen des Stempels auf das Rohteil. Unter seinem Druck wird das Rohteil zunächst in axialer Richtung gestaucht, wobei es sich radial an die Matrizenwand anlegt. Dies wird sehr gut in **Bild 5.35** deutlich. Das Rohteil wird zuerst gestaucht und gebreitet. Bevor die eigentliche Ausbildung des Steges erfolgt, ist das Werkstück an allen anderen umgebenden Werkzeugflächen zum Anliegen gekommen. Beim weiteren Eindringen des Stempels

fließt der Werkstoff durch den formgebenden Ringspalt entgegen der Richtung der Stempelbewegung entlang der Matrizenwand. Erst zum Schluss der Umformung wird der Steg des Napfes vollständig ausgebildet.

Der oben geschilderte Sachverhalt wird auch anhand der Vergleichsformänderung deutlich. Die kleinste Vergleichsformänderung tritt in Bodennähe unterhalb des Stempels und im Ringspalt auf. Zu Beginn der Umformung kann der Werkstoff im Ringspalt noch frei fließen. In diesen Bereichen findet dann auch kaum plastische Verformung statt. Das Rohteil wird zunächst gestaucht und verbreitet. An der Napfinnenwand herrscht die größte Oberflächenvergrößerung. Aus diesem Grund treten gegen Ende des Umformvorgangs in diesem Bereich auch die größten Vergleichsformänderungen auf.

Die Rohteiltemperatur dieser Simulationen beträgt vor der Umformung 350 °C. Das Werkzeug hat eine Temperatur von 300 °C. Die Temperatur-Stadienfolge lässt erkennen, dass während der Umformung in den Kontaktbereichen von Werkstück und Werkzeug die Temperatur auf Werte von unter 315 °C sinkt. Dagegen kommt es mit zunehmender Verformung im Inneren des Werkstücks infolge von Reibung zu einer zusätzlichen Erwärmung des Werkstücks. In diesen Bereichen treten Temperaturen von fast 370 °C auf.

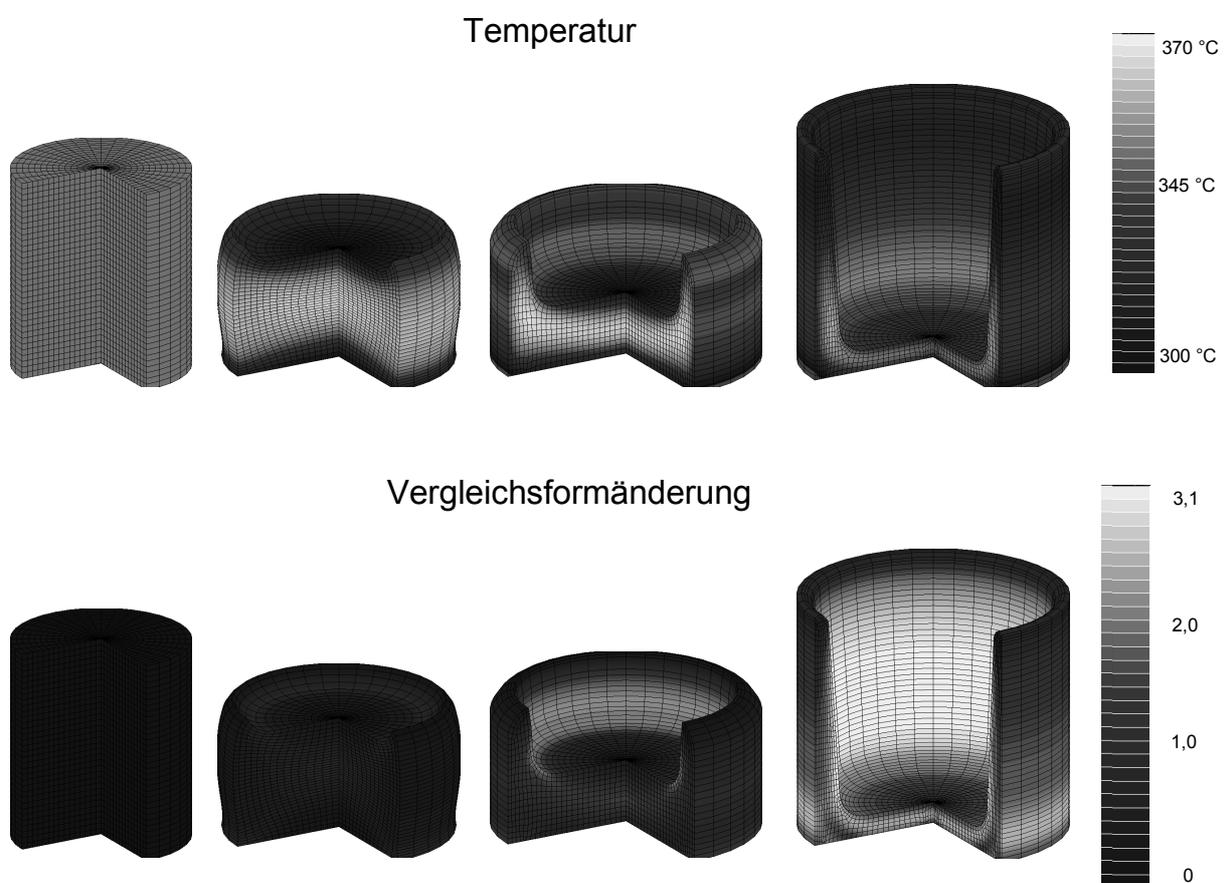


Bild 5.36: FEM-Simulation der Bauteilgeometrie B2

Diese Simulationen wurden vor der Werkzeugfertigung durchgeführt, um mit Hilfe der Finite Elemente Methode zu überprüfen, ob sich die Standard-Magnesiumlegierung AZ31 mit dem Werkzeug umformen lässt. Dabei kam es in erster Linie darauf an, das Formfüllungsvermögen abschätzen zu können. Nach den Berechnungen der FEM kann das Bauteil B2 bei vollständiger Formfüllung hergestellt werden. Des Weiteren war die Betrachtung des Kraftbedarfs von Bedeutung. Die Berechnung des Vorgangs Napf-Rückwärtsfließpressen nach analytischen Methoden gestaltet sich wegen des inhomogenen Formänderungszustands als sehr schwierig. Deshalb wurden zur Werkzeugauslegung die durch die FEM-Simulation ermittelten Kraftverläufe zur Bestimmung von auftretenden Kräften und Spannungen herangezogen. In **Bild 5.37** ist der Kraftverlauf für das Bauteil B1 und in **Bild 5.38** der für das Bauteil B2 dargestellt.

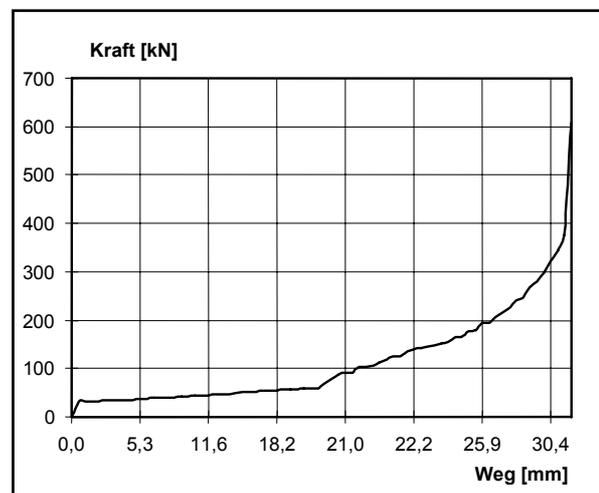
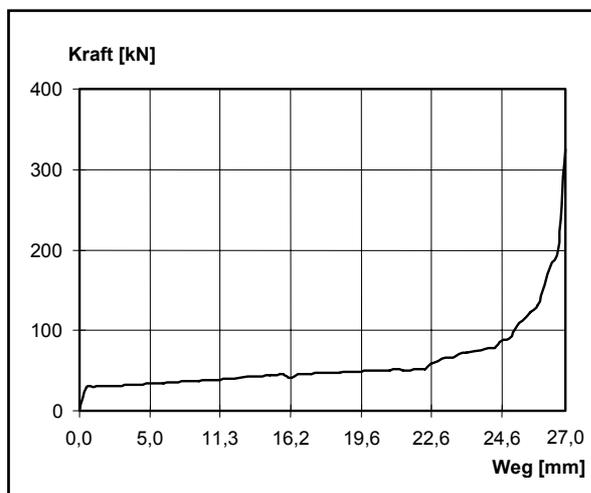


Bild 5.37:Kraft-Weg-Verlauf für Bauteil B1 **Bild 5.38:**Kraft-Weg-Verlauf für Bauteil B2

Vergleich der Berechnungsmethoden

Um die Ergebnisse der beiden Rechenmethoden auch mit den Ergebnissen einer FEM-Simulation vergleichen zu können, wird aus der auf den Stempel wirkenden Spannung p_{St} die Stempelkraft F_{St} berechnet. F_{St} stellt die maximale Kraft dar, die für das Umformen des Rohteils zum fertigen Bauteil benötigt wird. Sie wird nach folgender Beziehung berechnet:

$$F_{St} = p_{St} \cdot A_{St} = p_{St} \cdot \frac{1}{4} \cdot \pi \cdot d_{St}^2 \quad (5.15)$$

Für die verschiedenen Rechenmethoden und die zwei Bauteile B1 und B2 ergeben sich aufgrund verschiedener Spannungen und Stempeldurchmesser unterschiedliche Werte für die maximalen Stempelkräfte. Es ergeben sich die folgende Werte:

A) Berechnung mit analytischen Gleichungen:

$$F_{\text{St,analytisch,B1}} = 668,6 \text{ kN,}$$
$$F_{\text{St,analytisch,B2}} = 1117,3 \text{ kN.}$$

B) Berechnung nach elementaren Plastizitätstheorie:

$$F_{\text{St,elementar,B1}} = 277,4 \text{ kN,}$$
$$F_{\text{St,elementar,B2}} = 512,0 \text{ kN.}$$

C) Berechnungen mit den Finite-Elemente-Methoden:

$$F_{\text{St,FEM,B1}} = 325,4 \text{ kN,}$$
$$F_{\text{St,FEM,B2}} = 608,0 \text{ kN.}$$

Die Werte der FEM-Berechnung für die maximale Stempelbelastung bei der Umformung der beiden Bauteilgeometrien liegen zwischen den Werten der beiden anderen Rechenmethoden. Die Berechnung mit analytischen Gleichungen liefert nur die Größtwerte, die in den Grenzbereich zur elastischen Verformung nach vollständiger Formfüllung führen. Eine Zugrundelegung dieser Werte würde zu einer Überdimensionierung des Werkzeugs führen.

Für die Werkstoffauswahl und die spätere Auslegung weiterer Werkzeugkomponenten wird im weiteren nur die größte auftretende Kraft der Berechnung nach elementarer Plastizitätstheorie und der FEM-Berechnung berücksichtigt, die nahe beieinander liegen. Diese Kraft tritt bei der Fertigung des Bauteils B2 auf. Sie wird mit

$$F_{\text{St}} = 650 \text{ kN}$$

als sicherer Kompromiss aus den beiden berechneten Werten festgelegt. Aus dieser Kraft ergibt sich ein Stempeldruck von

$$p_{\text{St}} = 591,7 \text{ N/mm}^2 \approx 600 \text{ N/mm}^2.$$

Daraus berechnet sich der auf die Matrizenwand und den Napfbodenquerschnitt wirkende Druck zu

$$p_{\text{B}} = p_{\text{i}} = 414 \text{ N/mm}^2.$$

Basierend auf diesen Rechenmethoden und Ergebnissen wurde das Werkzeug bzw. die einzelnen Komponenten wie Matrize, Pressstempel etc. ausgelegt.

Darstellung des Werkzeugsystems

Das für die Untersuchungen eingesetzte Werkzeug ist modular aufgebaut und für den Einbau in eine hydraulische Presse vorgesehen (**Bild 5.39**).

Der Einbau erfolgt mittels Spannelementen im zusammengefahrenen Zustand des Werkzeugs. Ober- und Unterwerkzeug sind mittels Heizmanschetten beheizbar. Die Kontrolle der Temperatur des Werkzeugs erfolgt jeweils durch Thermoelemente für die entsprechenden Bohrungen in Ober- und Unterwerkzeug vorgesehen sind. Das formgebende Element des Oberwerkzeugs ist der Stempel, der mit vier Innensechskantschrauben an einer Heizplatte befestigt ist. Durch die Verschraubung des Stempels im Oberwerkzeug wird ein schneller Wechsel des formgebenden Stempels in eingebautem Zustand ermöglicht. Auf diese Weise wird die Fertigung verschiedener Geometrien mit dem Werkzeug möglich gemacht.

Zur Messung der Umformkräfte ist im Oberwerkzeug eine Kraftmessdose eingebaut. Eine Beeinflussung der Messungen durch Temperaturänderungen wird mittels einer zwischen Stempelaufnahme und Kraftmessdose eingebauten Kühlplatte vermieden.

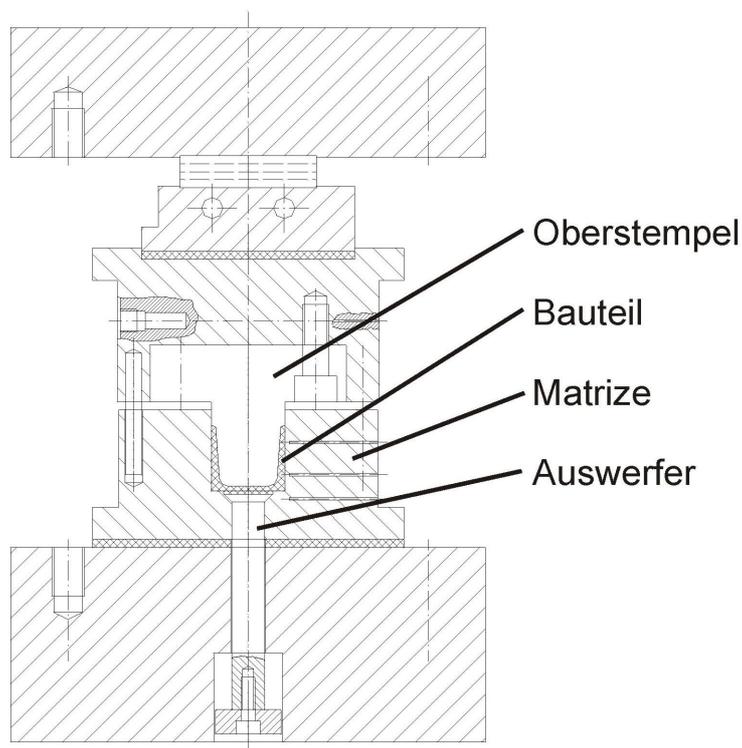


Bild 5.39: Schematische Darstellung des modularen Werkzeugsystems zum Napf-Rückwärtsfließpressen

5.4.2 Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen

Die experimentellen Untersuchungen zur Bestimmung des Fließpressverhaltens von Magnesiumknetlegierungen wurden auf der bereits in Kapitel 5.2 beschriebenen hydraulischen Presse der Firma Schirmer & Plate durchgeführt.

Verfahrenstechnische Untersuchungen

Im **Bild 5.40** ist die Formfüllung im Experiment beim Napf-Rückwärtsfließpressen für die AZ31-Legierung ausgehend von einem zylinderförmigen Rohteil mit den Abmessungen $\varnothing 30 \text{ mm} \times 34,5 \text{ mm}$ dargestellt. Die fehlerfreie Formfüllung dient als Beurteilungskriterium zur Ermittlung optimaler Prozessparameter beim Warmumformen der verschiedenen Magnesiumknetlegierungen. Vor dem eigentlichen Rückwärtsfließpressvorgang wird der Werkstoff im Gesenk gebreitet, wobei sich der Oberstempel in den Rohling eindrückt. Der Werkstofffluss entlang der Stempel- und Gesenkkonturen ist relativ lang. Die Temperatureinstellung von Werkzeug und Werkstück ist daher äußerst wichtig und muss in Korrelation mit der aufgenommenen Umformenergie gewählt werden. Hierbei bietet sich als probates Hilfsmittel die Berechnung mittels Finite-Element-Methode an. Die Zielgrößen bei den experimentellen Untersuchungen waren neben der fehlerfreien Formfüllung die Erzielung optimaler Werkstoffkennwerte und die Einstellung eines homogenes Endgefüge.

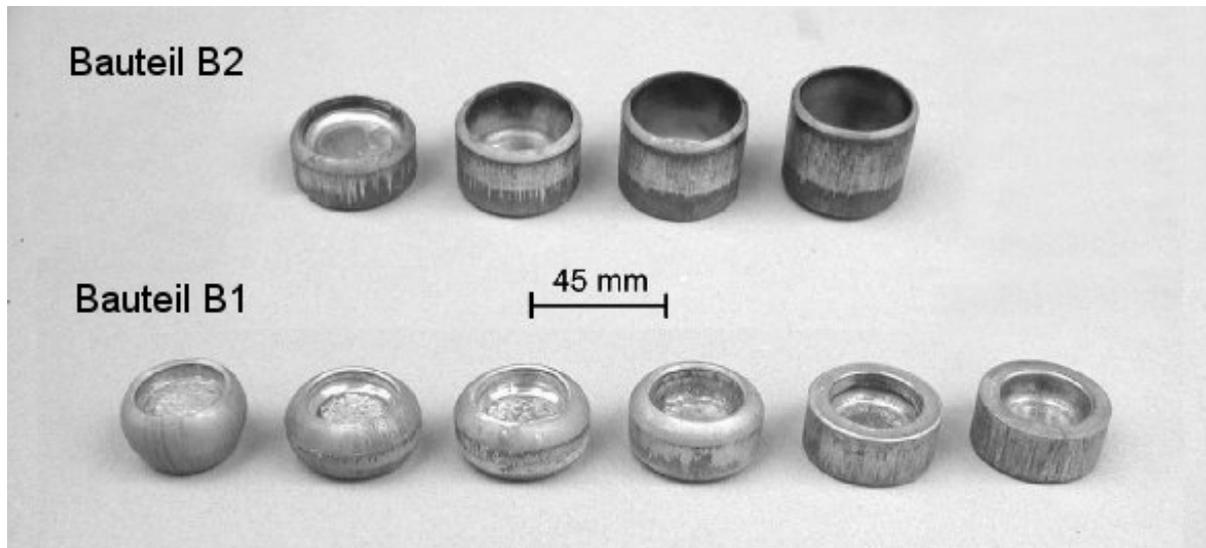


Bild 5.40: Formfüllung der beiden Geometrien B1 und B2 beim Napf-Rückwärtsfließpressen von AZ31

Kraft-Weg-Diagramme

In **Bild 5.51** ist der schematische Kraftverlauf dargestellt, der sich bei den Versuchen ergeben hat. Die Kraftkurve beginnt mit dem Aufsetzen des Stempels auf die Probe (1). Die Kraftüberhöhung bei Punkt 2 resultiert aus der Haftreibung der Gleitebenen. Sobald diese überwunden ist, wird die Probe gebreitet (3) bis sie im Punkt 4 die Wandung der Matrice erreicht und der wesentlich kraftaufwendigere Steigprozess eingeleitet wird. Bei der maximalen Kraft ist die Formfüllung erreicht.

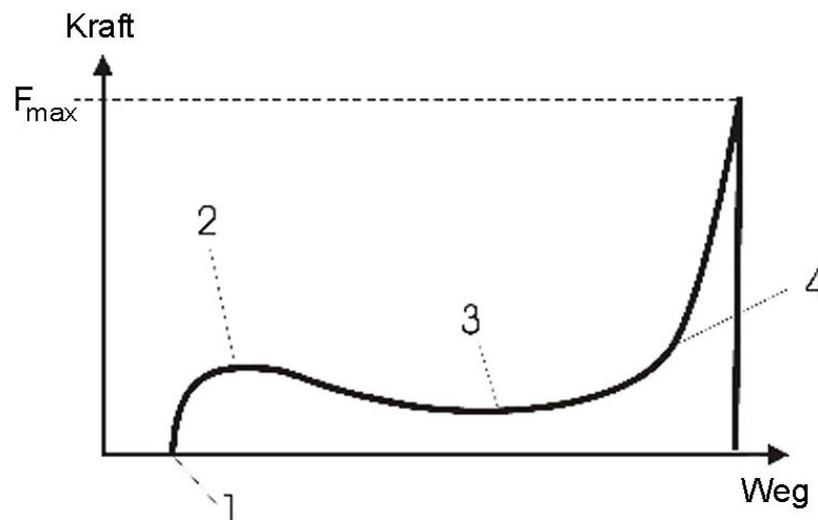
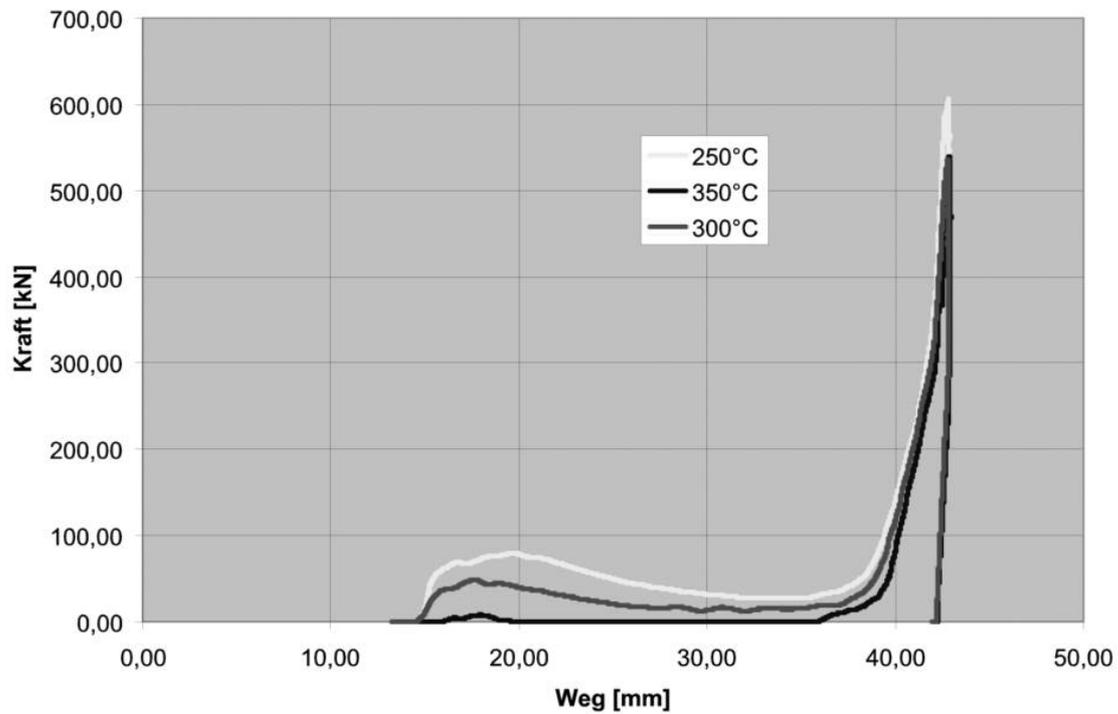
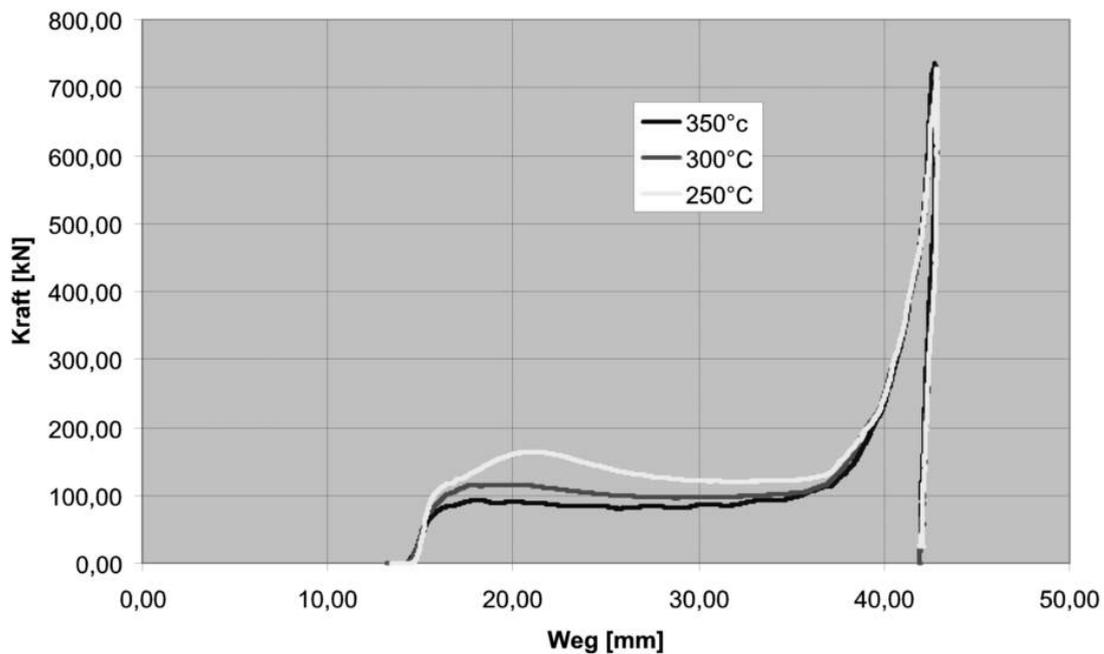


Bild 5.51: Prinzipskizze des Kraftverlaufs beim Rückwärtsfließpressen von Magnesiumknetlegierungen

Allgemein ist aus den Kraft-Weg-Diagrammen (**Bild 5.52** und **Bild 5.53**) zu erkennen, dass sich bei höheren Proben Temperaturen niedrigere Kräfte ergeben. Diese bessere Umformbarkeit bei höheren Temperaturen ist auf bessere Versetzungsbewegungen und die Aktivierung zusätzlicher Gleitsysteme zurückzuführen und spiegelt die Ergebnisse aus dem uniaxialen Stauchversuchen zur Aufnahme von Fließkurven (vgl. Kapitel 4) wider. Die Höhe der Maximalkraft hängt im Wesentlichen von dem Volumen der Rohlinge, der Gesenkschmierung und der Zentrierung der Proben im Gesenk ab.

Bei hoher Werkzeugtemperatur (**Bild 5.52**) kann man die verschiedenen Kraftniveaus erkennen. Die Fläche unter der Kurve entspricht dem Energieaufwand zum Umformen der Probe. Bei niedrigeren Proben Temperaturen wird ein höherer Energieaufwand benötigt. Bei einer Proben Temperatur von 350 °C ist die Presskraft über einen bestimmten Bereich so gering, dass sie von der Kraftmessdose nicht erfasst werden konnte. Bei geringeren Werkzeugtemperaturen (**Bild 5.53**) steigt der Kraftaufwand, der zur Umformung benötigt wird.

AZ31 bei 300°C Werkzeugtemperatur**Bild 5.52:** Kraft-Weg-Verläufe bei 300 °C Werkzeugtemperatur**AZ31 bei 250°C Werkzeugtemperatur****Bild 5.53:** Kraft-Weg-Verläufe bei 250 °C Werkzeugtemperatur

Mit niedrigerer Werkzeug- und Rohteiltemperatur steigt die Endfestigkeit (Härte) der Bauteile an, der notwendige Kraftbedarf zur Umformung und Formfüllung aber steigt

und die Werkzeuge werden entsprechend höher belastet. Mit niedrigeren Umformtemperaturen wird auch die Formfüllung insbesondere bei kleinen Radien erschwert. So ist bei der Auslegung des Prozesses zur Magnesiumumformung ein Kompromiss aus geforderten Werkstofffestigkeiten und verfahrenstechnischen Begebenheiten zu finden.

Analyse des Umformvorgangs mit Hilfe der FEM-Simulation

Für die FEM-Analyse des Fließpressvorgangs wurde das FEM-Programm MSC.Autoforge unter Berücksichtigung eines thermo-mechanischen Stoffgesetzes eingesetzt /Kröff00/. Hierzu wurden die Fließkurven für die relevanten Bereiche der Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur aufgenommen (s. Kapitel 4) und in das FEM-Programm eingebunden. Um die Ergebnisse aus den FE-Berechnungen und den Experimenten vergleichen zu können, wurden die entsprechenden Prozessparameter wie z.B. Pressenkinematik, Werkzeugtemperatur und Werkstücktemperatur der Fließpressversuche berücksichtigt. Das **Bild 5.54** zeigt die berechnete Temperaturverteilung im Werkstück während eines Fließpressvorgangs. Die Rohteiltemperatur betrug bei dieser Berechnung 250 °C und die Werkzeugtemperatur 300 °C.

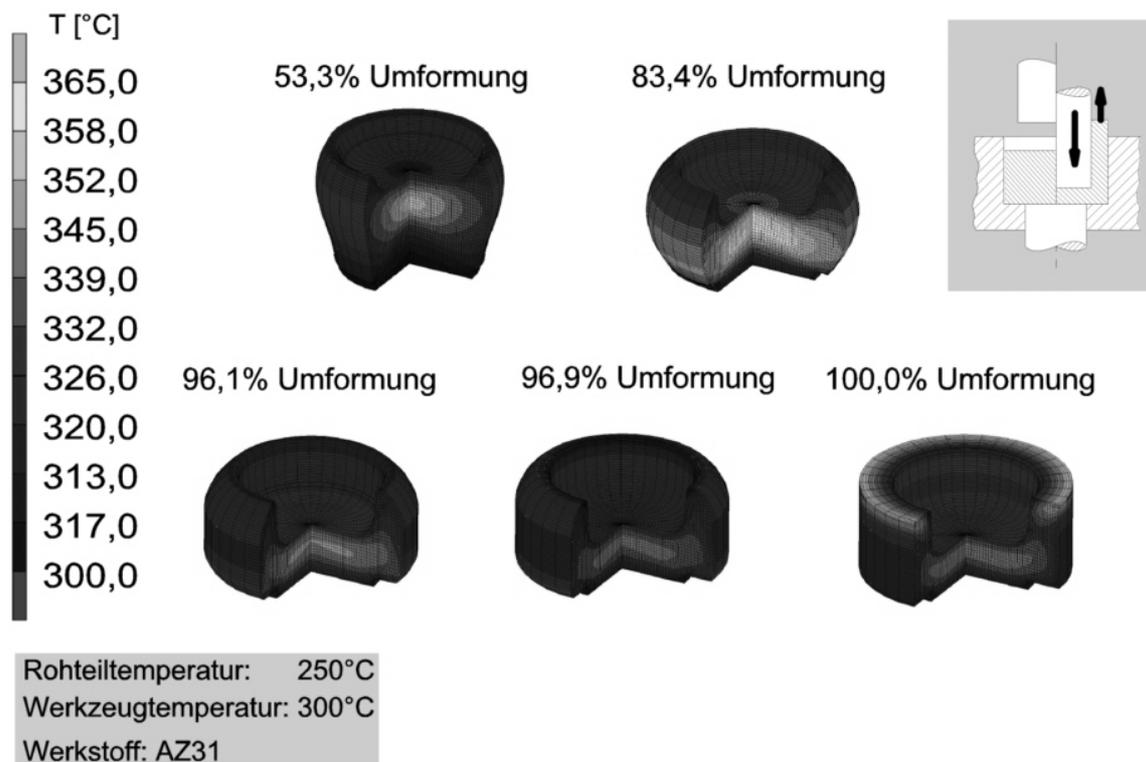


Bild 5.54: Berechnete Temperaturverteilung während des Fließpressvorgangs

Die Einstellung einer höheren Werkzeugtemperatur als Rohteiltemperatur dient der Verdeutlichung des Temperatureinflusses, da im industriellen Einsatz aus Kosten- und Verfahrensgründen immer die Rohteiltemperatur höher gewählt würde. Dieses

Beispiel verdeutlicht jedoch die enorme Temperaturempfindlichkeit der Magnesiumlegierungen bei Umformprozessen.

Schon nach 53,3 % der Umformung, lässt sich eine Erhöhung der Temperatur im Mittel von 60 °C aufgrund von Dissipation der Umformenergie in Wärmeenergie erkennen. In Werkstückbereichen, in denen die größten Formänderungen zu verzeichnen sind, liegen zum Zeitpunkt von 83,4 % der Umformung auch die maximal erreichbaren Temperaturen. Bis zum Ende der Umformung stellt sich, unterstützt durch die Bauteilerwärmung des temperierten Werkzeugs, eine annähernd homogene Verteilung der Temperatur ein. Die abschließende Formfüllung des Kantenbereichs und damit einhergehend eine relativ große plastische Vergleichsdehnung bewirken schließlich eine zusätzliche, geringe Temperaturerhöhung in diesem Bereich um ca. 25 °C.

5.2.4 Werkstoffkundliche Untersuchungen nach der Umformung

Die experimentellen Untersuchungen zum Napf-Rückwärtsfließpressen wurden bei verschiedenen Werkzeug- und Werkstücktemperaturen durchgeführt. Die Versuchstemperaturen wurden wie folgt festgelegt:

- Rohteiltemperatur: 250, 300 und 350 °C,
- Werkzeugtemperatur 200, 250 und 300 °C.

Gefügeanalyse nach der Abkühlung mit verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten

Um ein möglichst homogenes, feinkörniges Gefüge nach dem Schmieden zu erzielen, ist die Art der Abkühlung besonders wichtig, da für AZ31 nach dem Schmieden keine weiteren Wärmebehandlungen erfolgen. Es wurden daher Untersuchungen zur Ausbildung des Gefüges durchgeführt, bei der die Proben isotherm bei 300 °C (Werkstücktemperatur = Rohteiltemperatur = 300 °C) geschmiedet und unterschiedlich aus der Schmiedewärme abgekühlt wurden (**Bild 5.41**).

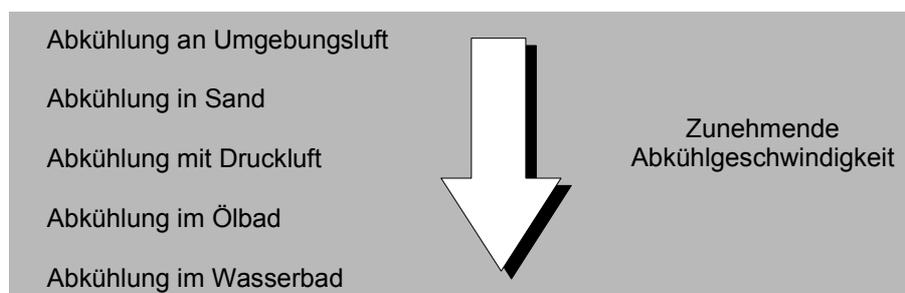


Bild 5.41: Untersuchungen zur Abkühlung von Magnesium nach dem Schmieden

Während des Umformprozesses werden nicht alle Bereiche gleichmäßig umgeformt. Bei dem untersuchten Bauteil (**Bild 5.42**) gibt es die Seitenbereiche B1 und B3, die eine hohe plastische Verformung erfahren und entsprechend stark rekristallisieren sowie den Bereich B2U, in denen das Material kaum fließt.

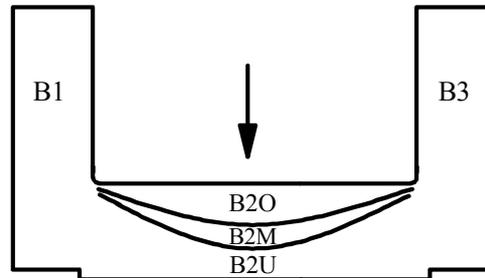


Bild 5.42: Bereichsbezeichnung des untersuchten Bauteils

Abkühlung in Wasser

Zur Abkühlung in Wasser wurden die geschmiedeten Proben nach der Entnahme aus dem Werkzeug in kaltes Wasser getaucht. Das Gefüge das sich ergibt ist feinkörnig und gleichmäßig. Die durchschnittliche Korngröße ist mit 3-5 μm sehr klein. Es gibt Körner im weniger stark umgeformten Bereich B2M, die größer sind, 30 μm aber nicht überschreiten (**Bild 5.43**).

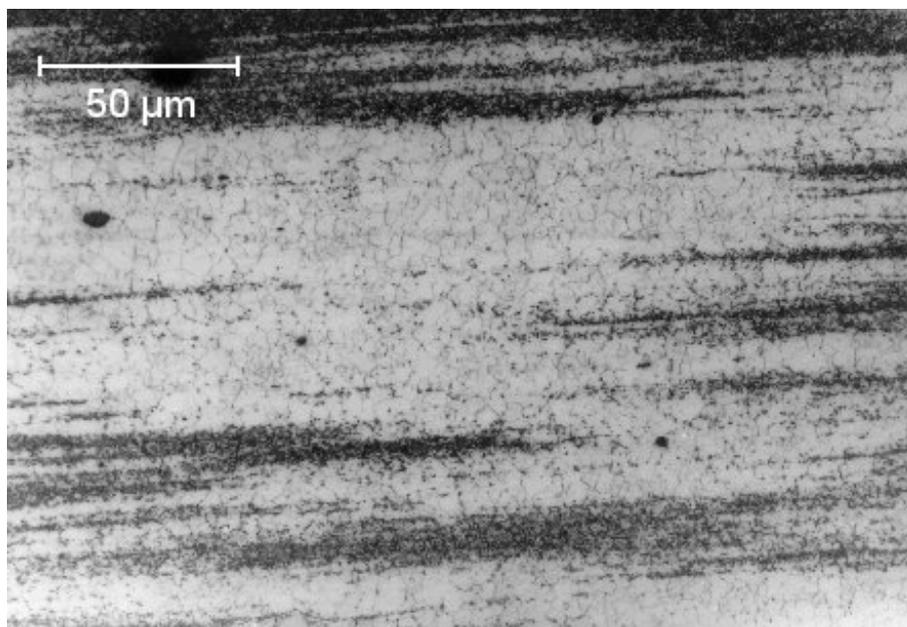


Bild 5.43: Bereich B2M nach Wasserbadabkühlung

Ölabkühlung

Bei der Abkühlung in Öl wurden die Proben in einem Stahlgitter freihängend in ein Ölbad getaucht. In den meisten Bereichen ist das Gefüge fein und gleichmäßig mit einer kleinen Korngröße von ~ 2 bis $5 \mu\text{m}$, es gibt jedoch Bereiche geringer Umformung in denen die Korngröße sehr unterschiedlich ist. Dort schwankt die Korngröße von 12 - $50 \mu\text{m}$ (**Bild 5.44**).

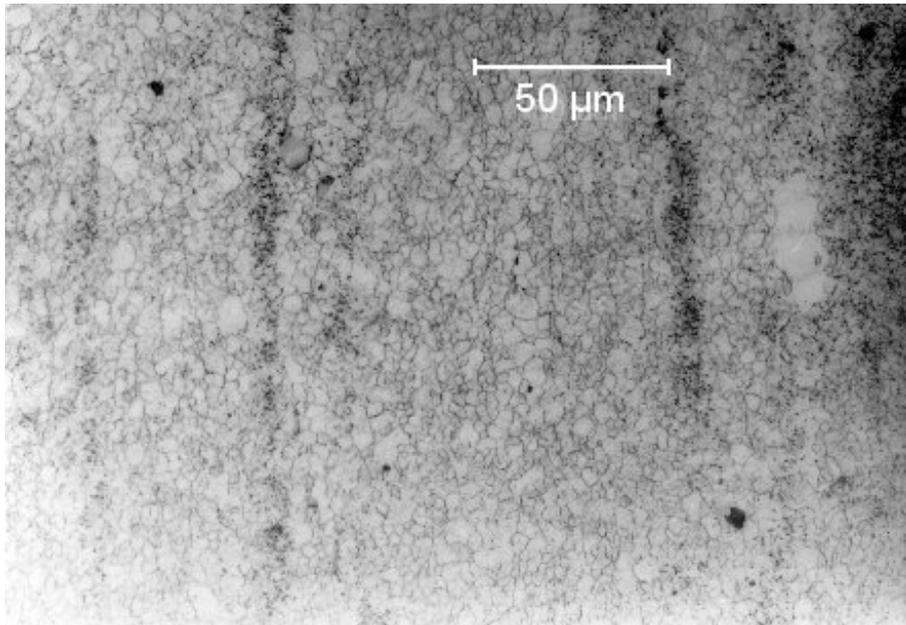


Bild 5.44: Bereich B1 nach Ölbadabkühlung

Druckluftabkühlung

Zur Abkühlung mit Druckluft wurden die Proben in einem Behälter mit Hilfe einer Druckluftpistole auf Raumtemperatur gekühlt. In den Bereichen hoher eingebrachter Umformgrade rekristallisiert das Gefüge vollständig, es kommt zu einem feinen Gefüge mit Korngrößen von 1 - $5 \mu\text{m}$, vereinzelt bis zu $12 \mu\text{m}$. In Bereichen geringer Umformung sind die Korngrößen sehr unterschiedlich. Es gibt Bereiche mit Körnern bis $30 \mu\text{m}$ und daneben Korngrößen von 1 - $5 \mu\text{m}$. Die Rekristallisation ist zum Teil nicht beendet (**Bild 5.45**).

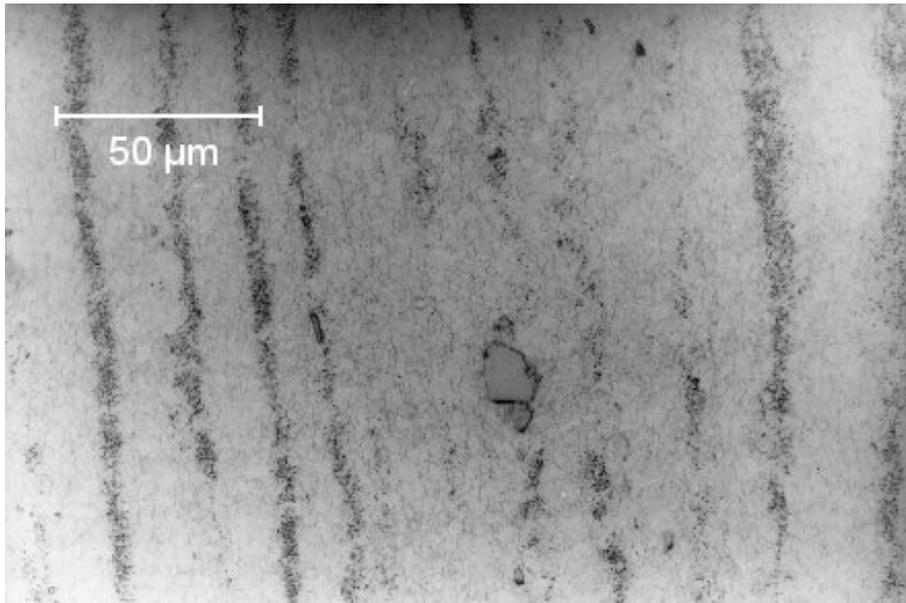


Bild 5.45: Bereich B3 nach Druckluftabkühlung

Sandabkühlung

Um diese Abkühlvariante zu realisieren, wurden die geschmiedeten Proben aus der Presse kommend so in einer Sandkiste positioniert, dass sie von allen Seiten vollständig und ausreichend mit Sand bedeckt waren. Nach der Abkühlung in Sand ist das Gefüge relativ gleichmäßig mit durchschnittlichen Korngrößen von 2-15 μm . Durch die langsamere Abkühlung kommt es zum Teil zu Kornwachstum, so dass es Körner mit bis zu 50 μm Größe gibt. Im Vergleich zur Abkühlung im Wasser- oder Ölbad ergibt sich eine größere mittlere Korngröße und größere Unterschiede in der Größe der Körner (**Bild 5.46**).

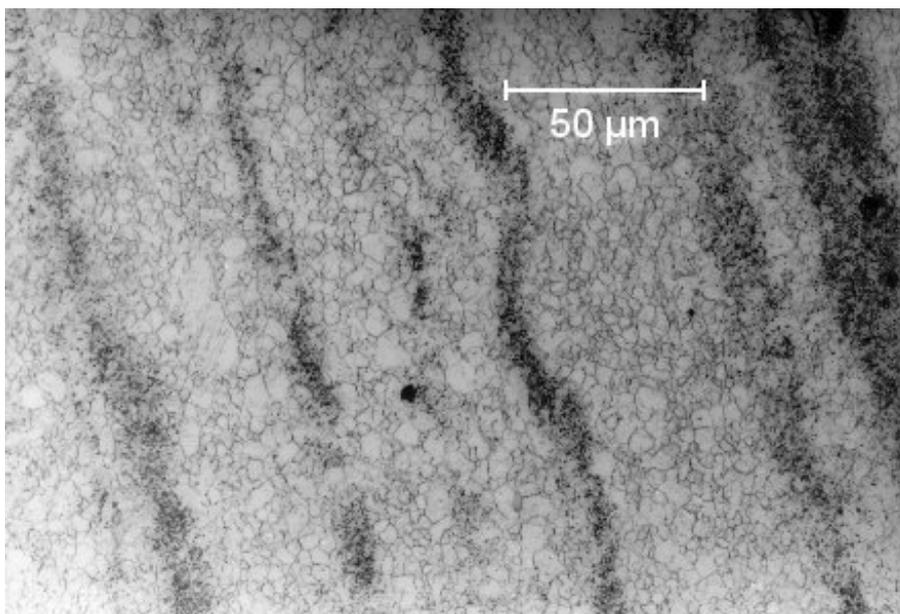


Bild 5.46: Bereich B3 nach Sandabkühlung

Luftabkühlung

Durch die langsame Abkühlung an Luft kommt es zur Ausbildung von Bereichen mit feiner Kornstruktur mit Korngrößen von 2,5 bis 5 μm . Einzelne Körner sind dabei bis 12 μm groß. Ebenso treten Bereiche auf, in denen das Gefüge nicht gleichmäßig ist und die Korngröße 10 bis 17 μm beträgt. Einzelne Körner wachsen hier auf eine Größe von 30 bis 50 μm (**Bild 5.47**).

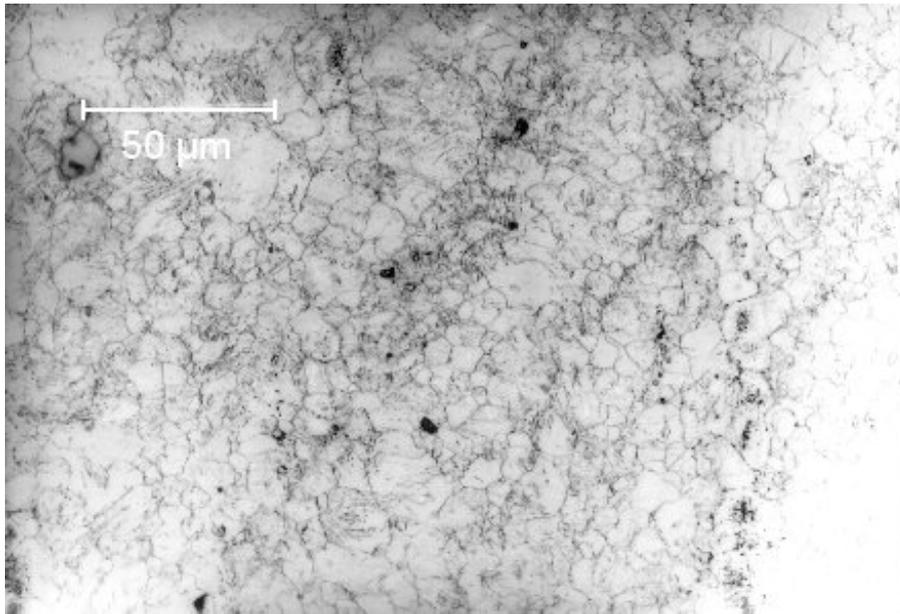


Bild 5.47: Bereich B2O nach Luftabkühlung

In der Literatur wird pauschal für Magnesiumlegierungen nach dem Schmieden das Abschrecken im Wasserbad empfohlen /ASM99/. Nach den Untersuchungen und Gefügeanalysen im Rahmen dieser Arbeit kann zur Abkühlung von Magnesiumbauteilen nach dem Schmieden sowohl ein Wasserbad als auch ein Ölbad empfohlen werden. Die Abkühlung mit Druckluft oder in Sand ist nur beschränkt einsetzbar, da hier unerwünschtes Kornwachstum bei einem solch kleinen Bauteil bereits einsetzt. Noch langsamere Abkühlgeschwindigkeiten durch Abkühlung an Luft sollten vermieden werden, da es zu weiterer unerwünschter Rekristallisation, verbunden mit Kornwachstum, kommt. Größere Körner sind dann nicht mehr nur in den Bereichen geringer eingebrachter Umformung zu finden. Durch die beginnende sekundäre Rekristallisation bei zu langsamer Abkühlung vergrößern sich auch einzelne Körner in stark umgeformten Bereichen.

Aufgrund der Ergebnisse der Abkühluntersuchungen wurden die Proben nach dem Schmieden im Wasserbad abgekühlt, die Handhabungszeiten wurden möglichst kurz gehalten.

In **Bild 5.48** ist die Makrostruktur einer Probe im Querschliff zu erkennen. Die Fließlinien folgen den Radien des Bauteils, Falten sind nicht zu erkennen. Auch hier

kann nachvollzogen werden, dass das Material aus dem zylindrischen Ausgangszustand erst gebreitet wird, ehe es um den Radius des Stempels nach oben fließt und am Ende der Umformung die Kanten ausfüllt.

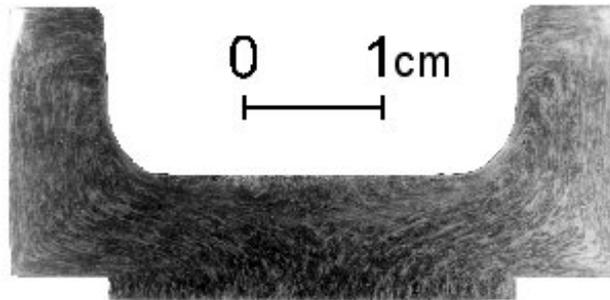


Bild 5.48: Makrogefüge einer Probe aus AZ31 im Querschliff (Maßstab: 1 cm)

Härtemessungen nach der Umformung

Um die Härte in Brinell zu messen, kam eine Prüfkugel mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Prüfkraft von 62,50 kP zum Einsatz. Zur Vorbereitung wurden die Proben mittig durchtrennt, in Kunstharz eingebettet und die Trennfläche geschliffen und poliert. Es wurde an drei Punkten über der Geometrie verteilt gemessen. Die Verteilung der Messpunkte über den Probenquerschnitt zeigt **Bild 5.49**.

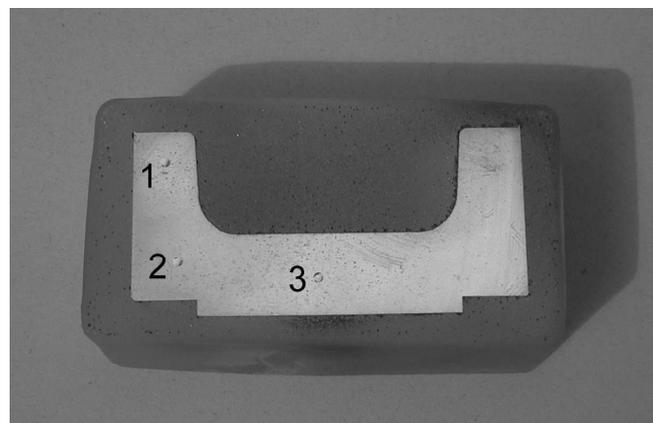


Bild 5.49: Härtemesspunkte

Die nachfolgenden Diagramme in **Bild 5.50** zeigen die Härte in Abhängigkeit der Werkzeug- und Werkstücktemperatur. Die nebeneinanderstehenden Diagramme basieren jeweils auf den gleichen Messpunkten. In der linken Spalte ist die Abhängigkeit von der Werkstücktemperatur, in der rechten Spalte die Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur zu erkennen. Aus dieser Darstellung lässt sich erkennen, ob die Härte stärker von der Werkstücktemperatur oder der Werkzeugtemperatur abhängt.

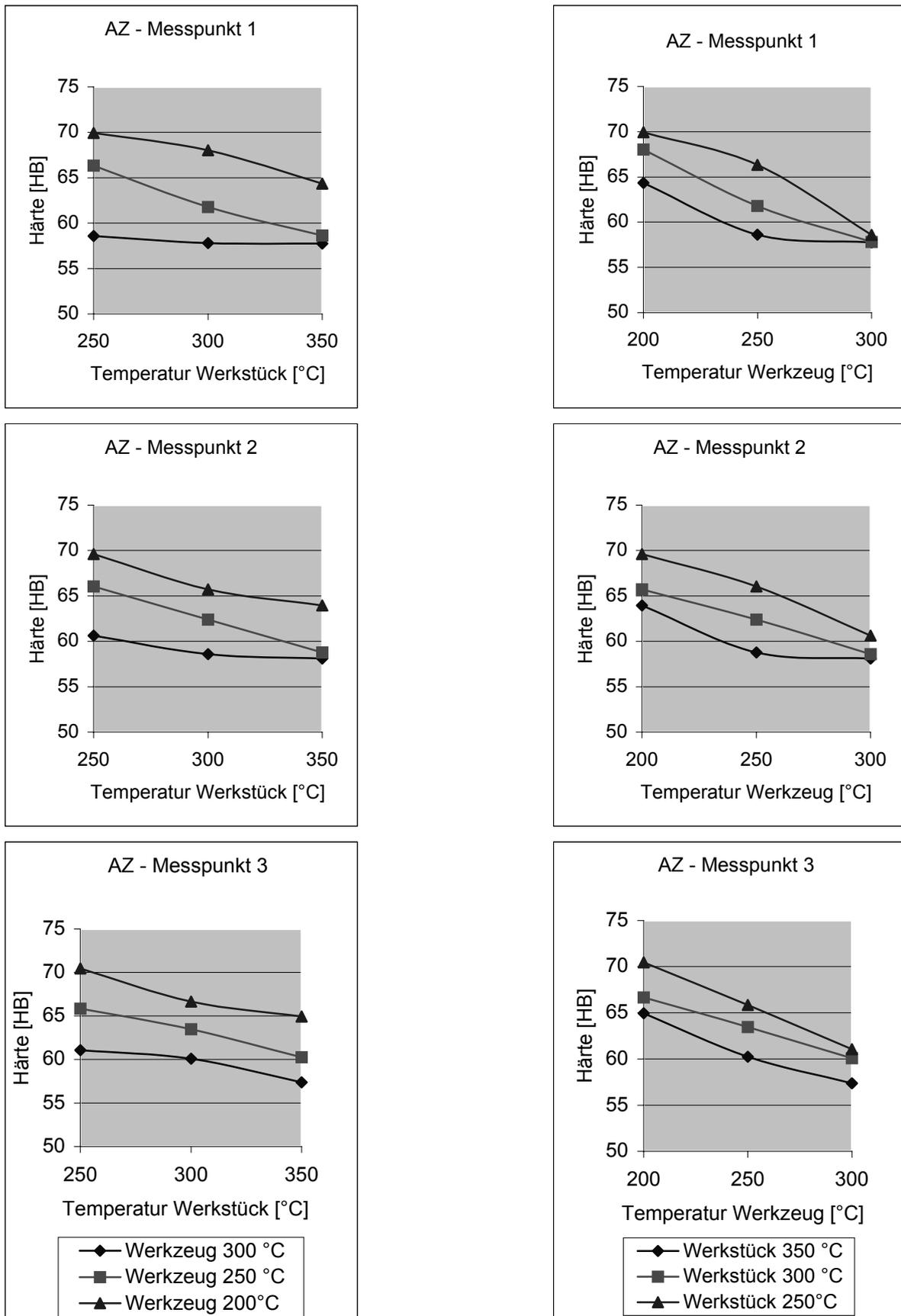


Bild 5.50: Härtediagramme des AZ31-Werkstoffes nach dem Schmieden

In allen Diagrammen des AZ31-Werkstoffes ist zu erkennen, dass sowohl eine Steigerung der Werkstücktemperatur als auch eine Steigerung der Werkzeugtemperatur zu einer Verringerung der Härte in allen Messpunkten führt. Die Maximalhärte nach dem Schmieden von etwa 70 HB wurde in allen Messpunkten bei den niedrigsten Temperaturkombinationen erreicht.

Aus den stärker fallenden Kurvenverläufen der Diagramme in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur (rechte Spalte) wird ersichtlich, dass die Werkzeugtemperatur einen größeren Einfluss auf die Härte, also auf die Festigkeit des geschmiedeten Teils hat als die Werkstücktemperatur.

Generell kommt es durch die Umformung im geschlossenen Gesenk zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Die Ausgangshärte von 56 HB des Strangpresszustands wird an allen Messpunkten stets übertroffen.

5.4.3 Diskussion der Ergebnisse

Die experimentellen Untersuchungen zeigen, dass das Napf-Rückwärtsfließpressen von Magnesiumlegierungen realisiert werden kann, wenn entsprechende Umformtemperaturen und Umformmaschinen eingesetzt werden. Die Endfestigkeit der Bauteile steigt mit niedrigerer Werkzeug- und Rohteiltemperatur an. Mit fallenden Werkzeug- und Rohteiltemperaturen steigt aber der notwendige Kraftbedarf zur Umformung und Formfüllung und die Werkzeuge werden entsprechend stärker belastet. So ist bei der Auslegung des Prozesses zur Magnesiumumformung ein Kompromiss aus Werkstofffestigkeiten und verfahrenstechnischen Gegebenheiten zu finden.

Im **Bild 5.55** ist der Kraft-Wegverlauf der FEM-Simulation den Kraftmessungen im Experiment für eine isotherme Umformung (Werkzeugtemperatur und Rohteiltemperatur sind identisch) bei 300 °C gegenübergestellt. Es ist deutlich zu erkennen, wie gut sich der Kraftverlauf und die dazu korrelierte Formfüllung berechnen lassen. Nur zum Ende der Umformung übersteigt die berechnete Kraft die Realkraft deutlich.

Spannungen und Kräfte während der Umformung lassen sich, wenn entsprechende Werkstoffdaten wie Fließkurven und Reibwerte ermittelt werden, sehr genau mit Hilfe der FEM-Simulation berechnen. Die FEM-Simulation stellt somit für die Magnesiumumformung und deren grundlegendes Verständnis ein probates Mittel zur Prozessauslegung und Prozessanalyse dar.

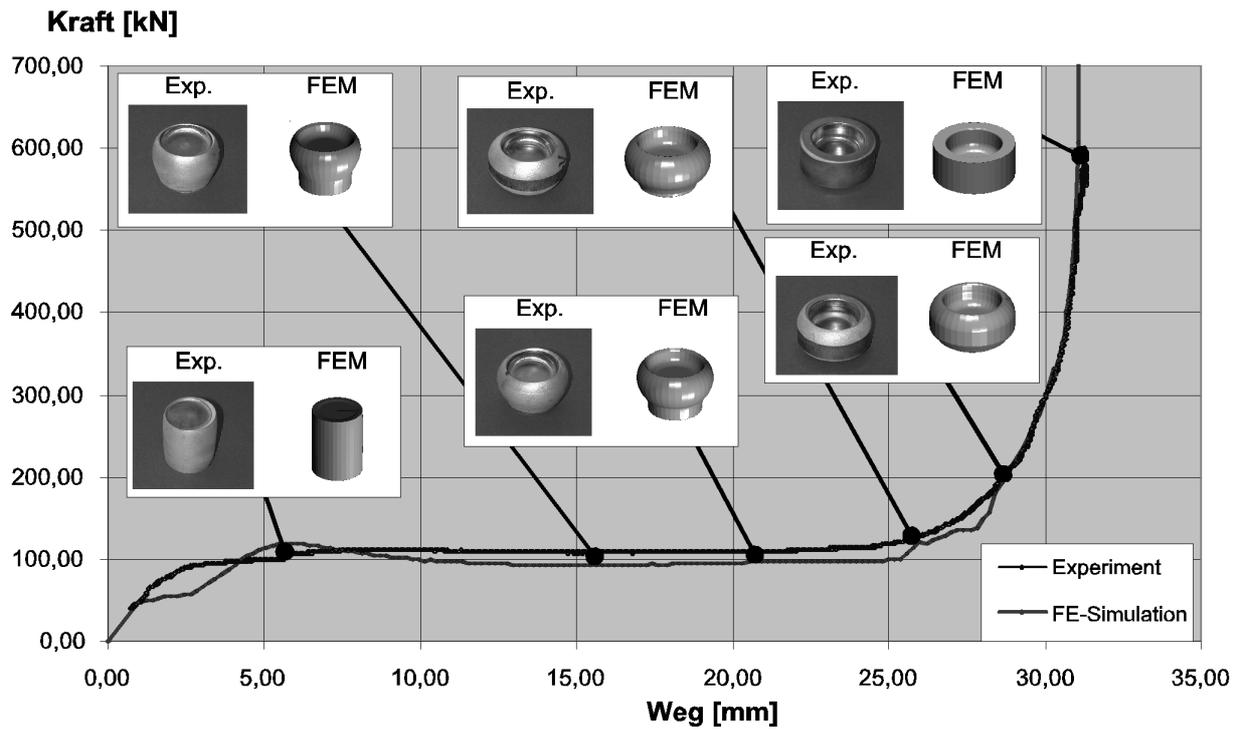


Bild 5.55: Vergleich der berechneten Kräfte mit den gemessenen Kräften beim Napf-Rückwärtsfließpressen von AZ31 (Isotherme Umformung bei 300°C)

6 Untersuchungen zur Entwicklung einer schmiedegerechten Magnesiumknetlegierung auf Aluminium-Zink-Basis

Ein feines und gleichmäßiges Korn ist eine Grundvoraussetzung zur Umformung, insbesondere bei den hohen Umformgeschwindigkeiten wie sie beim Schmieden auftreten können. Die kornfeinende Wirkung von Kalzium auf das Gefüge von technischen Magnesiumlegierungen ist bekannt. Die Standardmagnesiumknetlegierung AZ80 zeigt bei höheren Umformgeschwindigkeiten und hohen Umformgraden einen hohen Umformwiderstand. Daher wurden zur Entwicklung einer schmiedegerechten Magnesiumknetlegierung drei neue Legierung mit Kalzium als Legierungselement entwickelt und die Umformbarkeit dieser auf AZ80 basierenden Legierungen untersucht. Im Rahmen der Untersuchungen der vorliegenden Arbeit wurden Zylinderstauchversuche zur Aufnahme von Fließkurven als auch Napf-Rückwärtsfließpressversuche mit der Standardlegierung AZ80 und mit neuen, kalziumhaltigen Magnesiumlegierungen durchgeführt.

6.1 Untersuchte Legierungen

Die untersuchten kalziumhaltigen Legierungen basieren auf der Standardlegierung AZ80, unterscheiden sich aber in ihrem Kalziumgehalt. Die Kalziumgehalte der drei neuen Legierungen betragen 0,2 m%, 0,5 m% und 1 m%. Höhere Kalziumgehalte können zu koagulierten Ausscheidungen des Typs Mg_2Ca entlang der Korngrenzen führen [Voßkühler37], was eine Umformung negativ beeinflusst. Alle vier Legierungen wurden im stranggepressten Zustand untersucht. Das stranggepresste Material AZ80 stammt von der Firma Otto Fuchs, als Grundmaterial für die kalziumhaltigen Legierungen wurde AZ80-Gussmaterial von Dead Sea, Israel eingesetzt und am Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik (IWW) der Technischen Universität Clausthal-Zellerfeld abgegossen und stranggepresst. Die chemischen Zusammensetzungen der beiden AZ80-Legierungen nach den Herstellerangaben sind in **Tabelle 6.1** aufgeführt: Das Strangpressen wurde am IWW in Clausthal-Zellerfeld unter folgenden Bedingungen durchgeführt (**Tabelle 6.2**):

Tabelle 6.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten AZ80-Legierungen

Firma	%Al	%Zn	%Mn	%Fe	%Si	%Cu	%Ni
Otto Fuchs	8,115	0,454	0,200	0,005	0,026	0,003	0,002
Dead Sea, Israel	8,5	0,4	0,24	0,008	0,028	0,023	0,0007

Tabelle 6.2: Umformparameter beim direkten Strangpressen

T_B [°C]	T_R [°C]	Pressverhältnis [-]	Pressdruck [bar]	v_{WZ} [mm/s]	t_A [min]
300	300	9,0	205	5,65	60

Um die Auswirkungen der Kalziumgehalte sowie des Strangpresszustandes auf das Gefüge zu dokumentieren, wurden vor den Versuchsreihen Schliffbilder der jeweiligen Legierungen sowohl längs als auch quer zur Strangpressrichtung angefertigt (s. Anhang) (**Bilder A1** bis **A8**). Auf den Bildern, die das Gefüge quer zur Strangpressrichtung zeigen (**Bilder A2, A4, A6, A8**), ist zu erkennen, dass die Korngröße mit zunehmendem Kalziumgehalt abnimmt. Kalzium zeigt also auf die Standardknetlegierung AZ80 eine deutlich kornfeinende Wirkung.

Aus den Schliffbildern (**Bilder A1** bis **A8**) wurde die Korngröße (Mittel aus der Korngröße der Quer- und Längsrichtung) nach ASTM beurteilt (**Tabelle 6.3**). Zunehmende ASTM-Nummern bedeuten dabei eine kleinere mittlere Korngröße.

Tabelle 6.3: Korngrößen der verschiedenen Legierungen nach dem Strangpressen

Legierung	Korngröße (ASTM)
AZ80	7-8
AZ80+0,2m%Ca	9-10
AZ80+0,5m%Ca	10
AZ80+1m%ca	10-11

Auf dem Schliffbild (**Bild A1**), welche die Legierung AZ80 längs zur Strangpressrichtung zeigt, sind deutliche $Mg_{17}Al_{12}$ - Ausscheidungen erkennbar. Die Schliffbilder der AZ80-Legierungen mit Kalziumzusatz (**Bilder A4, A6, A8**) weisen diese Ausscheidungen nicht so deutlich auf. Vielmehr ist auf den Schliffbildern der drei kalziumhaltigen Legierungen eine mit steigendem Kalziumgehalt zunehmende Rekristallisation einiger Kristallite zu erkennen (vgl.: /Avedesian99/). Diese Rekristallisation wird durch das Strangpressen hervorgerufen. Inwieweit sich die auf den Schliffbildern dokumentierten Kristallstrukturen auf die Umformbarkeit und die Umformkräfte auswirken, wurde durch die Aufnahme von Fließkurven und Napf-Rückwärtsfließpressversuche untersucht werden.

6.2 Aufnahme von Fließkurven

Zur Ermittlung der Fließkurven wurden Zylinderstauchversuche (s. Kapitel 4) bei unterschiedlichen Temperaturen und Umformgeschwindigkeiten durchgeführt. Die einzelnen Legierungen wurden bei den Temperaturen 250 °C, 300 °C und 350 °C und den Umformgeschwindigkeiten $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\varphi} = 10 \text{ s}^{-1}$ gestaucht.

Für die Auswertung wurden die Fließkurven der einzelnen Legierungen bei gleicher Umformgeschwindigkeit und variierenden Temperaturen sowie der verschiedenen Legierungen bei gleichen Umformbedingungen gegenübergestellt. Für alle vier untersuchten Legierungen gilt, dass mit abnehmender Temperatur und zunehmender

Umformgeschwindigkeit die Fließspannung bei jeweils gleichem Umformgrad steigt (**Bilder A9** bis **A14**). Außerdem weisen alle Fließkurven oberhalb eines Umformgrads von $\varphi = 0,2$ eine fallende Charakteristik auf. Diese fallende Tendenz kann zum Teil auf eine durch die Umformung bedingte innere Erwärmung zurückgeführt werden. Die durch Energiedissipation hervorgerufene Erwärmung der Probe kann bis zu 70 °C betragen. Diese Erwärmung fällt um so höher aus, je höher der 'innere Widerstand' des Werkstoffes gegen Umformung ausfällt, d.h. je geringer die Umformtemperatur, desto stärker steigt die Temperatur während der Umformung durch Energiedissipation.

Bei der Gegenüberstellung der einzelnen Legierungen unter gleichen Umformbedingungen (**Bilder A9** bis **A14**) fällt auf, dass die Legierung AZ80 eine höhere Fließspannung zur Umformung benötigt, als die neuen, kalziumhaltigen Magnesiumlegierungen. Einen Hinweis auf die Ursache geben die Schlibfbilder der jeweiligen Legierungen. Auf den Schlibfbildern der Ca-freien Legierung AZ80 (**Bilder A1** und **A2**) ist eine deutlich gröbere Kristallstruktur als auf den Schlibfbildern der AZ80-Legierungen mit Kalziumzusatz (**Bilder A3** bis **A8**) zu erkennen. Dieses steht im Widerspruch zur Hall- Petch- Beziehung /Böhm68/:

$$k_f = k_{f+} + k * d_{km}^{-c} \quad (6.1)$$

Diese besagt, dass in Vielkristallen die Fließspannung mit abnehmendem Korndurchmesser zunimmt. Auf den Schlibfbildern, welche die kalziumhaltigen AZ80-Legierungsvarianten längs der Strangpressrichtung zeigen (**Bilder A3, A5** und **A7**), ist eine Ausrichtung einiger Kristallite in Strangpressrichtung zu erkennen. Auf den Schlibfbildern, die quer zur Strangpressrichtung (**Bilder A4, A6** und **A8**) aufgenommen wurden, ist gleichzeitig eine mit steigendem Kalziumgehalt zunehmende Rekristallisation zu erkennen, die bei der Legierung AZ80+1m%Ca fast vollständig ist (**Bild A8**). Dagegen sind auf dem Schlibfbild **Bild A1**, welches die Legierung AZ80 zeigt, deutliche Bereiche mit Ausscheidungen von $Mg_{17}Al_{12}$ zu erkennen, die eine Massivumformung erschweren (vgl.: /Avedesian99/).

Wie auf den **Bildern A9** bis **A14** zu erkennen ist, unterscheiden sich die kalziumhaltigen AZ80-Legierungsvarianten in den Verläufen der Fließkurven nur geringfügig. Die Legierungen AZ80+0,2m%Ca und AZ80+0,5m%Ca lassen sich bei 250 °C und der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi} = 10 \text{ s}^{-1}$ nicht fehlerfrei umformen (**Bild A18**) und scheren bei geringen Umformgraden ab. Allgemein kann festgehalten werden, dass durch die Zugabe von Kalzium die zur Umformung notwendigen Fließspannungen gesenkt werden, zur Umformung also geringere Umformkräfte benötigt werden. Um eine einwandfreie Umformung zu gewährleisten, müssen alle vier untersuchten Legierungen oberhalb einer Temperatur von 250 °C umgeformt werden, da es sonst zum Versagen (Abscheren) der Proben kommt.

6.3 Napf-Rückwärtsfließpressen

Für die Beurteilung des Fließverhaltens wurden Versuchsreihen mit den beiden unterschiedlichen, rotationssymmetrischen Geometrien durchgeführt. Die beiden untersuchten Geometrien unterscheiden sich in Steghöhe, Stegbreite und Bodendicke (s. Kapitel 5.4). Aufgrund der größeren Wandstärken von Bauteil B1 im Vergleich zu Bauteil B2 konnte bei Bauteil B1 eine bessere Formfüllung erwartet werden. Es wurden jeweils die Magnesiumlegierungen AZ80, AZ80+0,2m%Ca, AZ80+0,5m%Ca und AZ80+1m%Ca bei verschiedenen Rohteiltemperaturen und Werkzeugtemperaturen umgeformt. Die Temperaturen des Werkzeugs wurden mit $T = 200\text{ °C}$, 250 °C und 300 °C eingestellt, die Temperaturen der Rohteile betragen $T = 250\text{ °C}$, 300 °C und 350 °C . Daraus ergeben sich folgende Temperaturkonstellationen für die erste Versuchsreihe mit dem Bauteil B1 (**Tabelle 6.4**):

Tabelle 6.4: Versuchsreihe mit Bauteil B1

Temperatur [°C]	Werkzeug:	200	250	300
Rohteil: 350		/	(3)	(1)
300		(6)	(4)	(2)
250		/	(5)	/

Die Ergebnisse der ersten Versuchsreihe mit dem Bauteil B1 wurden anschließend in einer weiteren Versuchsreihe mit der Geometrie B2 verifiziert. In der zweiten Versuchsreihe wurde das Werkzeug auf 300 °C bzw. 250 °C aufgeheizt. Die Temperaturen der Rohteile betragen 350 °C und 300 °C (**Tabelle 6.5**).

Tabelle 6.5: Versuchsreihe mit Bauteil B2

Temperatur [°C]	Werkzeug:	250	300
Rohteil: 300		(3)	(1)
250		(4)	(2)

6.3.1 Napf-Rückwärtsfließpressen der dickwandigen Bauteilgeometrie B1

Um das Fließverhalten und den Einfluss der Temperaturführung bewerten zu können, wurden sowohl die Temperatur des Rohteils als auch des Werkzeugs variiert. Um die Grenzen des Formfüllungsvermögens der einzelnen Legierungen charakterisieren zu können, wurde mit hohen Temperaturen begonnen und die Temperatur des Werkzeugs sowie des Rohteils im Laufe der Versuchsreihe in Schritten von jeweils 50 °C gesenkt. Bei einer Rohteiltemperatur von 350 °C und einer Werkzeugtemperatur von 300 °C zeigen alle Legierungen ein ausreichendes Formfüllungsvermögen (**Bild 6.1**).

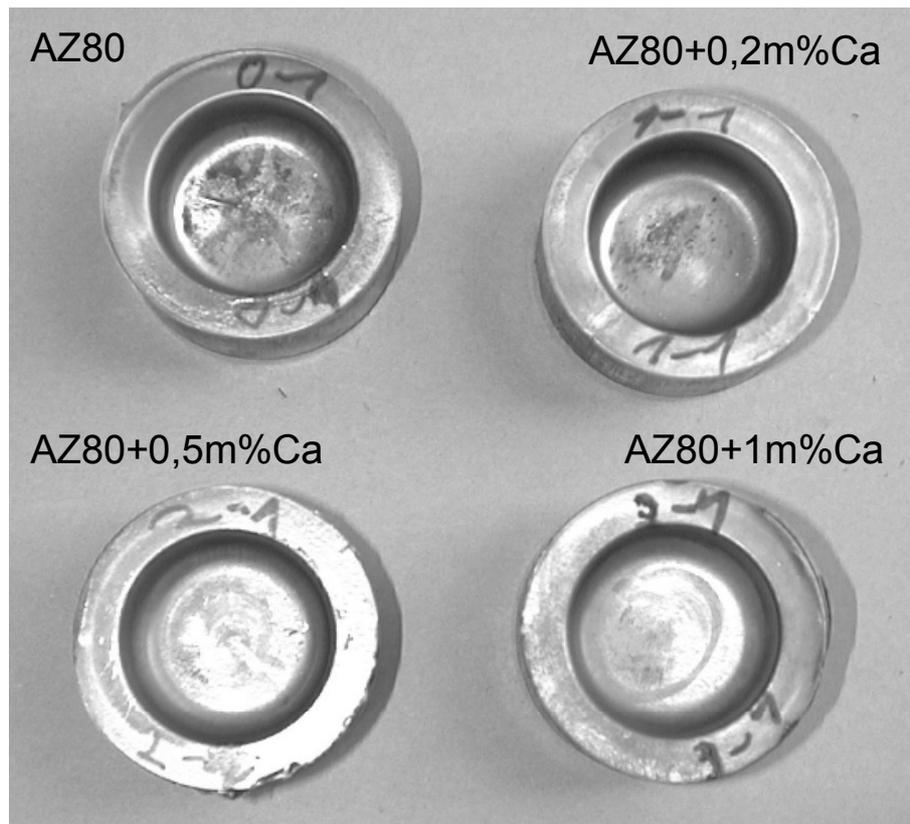


Bild 6.1: Formfüllung der Bauteile B1 bei einer Rohteiltemperatur von 350 °C und einer Werkzeugtemperatur von 300 °C

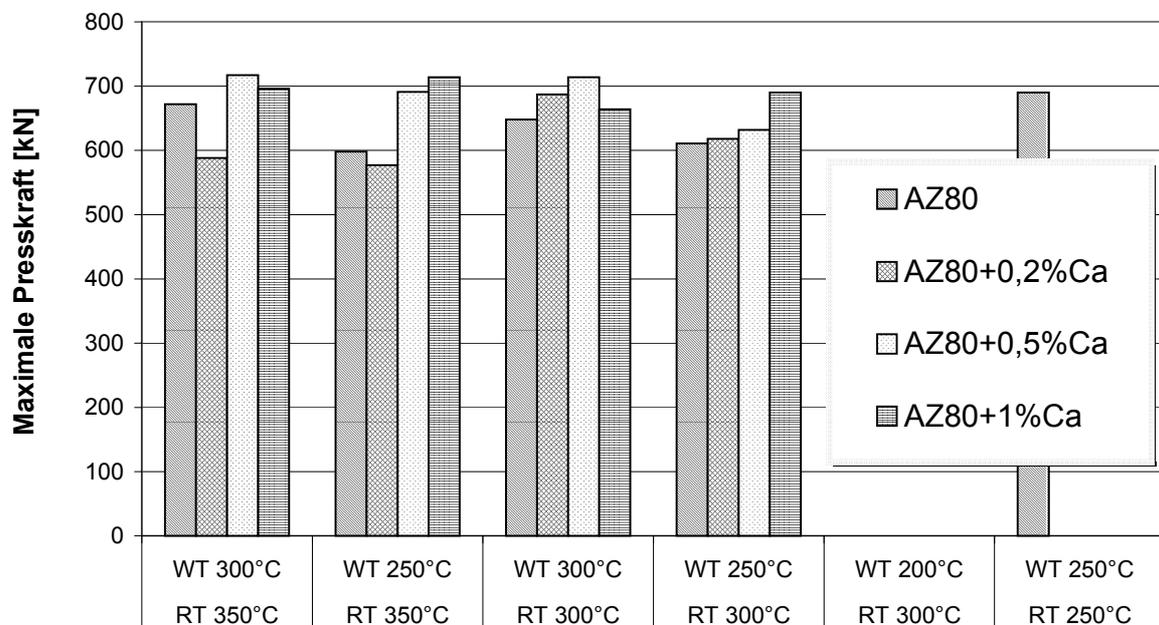


Bild 6.2: Maximale Presskräfte beim Umformen des Bauteils B1

Die maximale Umformkraft liegt bei Werten zwischen 588 und 717 kN, wobei die Legierung mit 0,5m% Kalzium die höchste maximale Umformkraft aufweist. Auch bei einer Rohteil- und Werkzeugtemperatur von 300 °C reicht das Formfüllungsvermögen aller Legierungen für das Bauteil B1 aus. Die für die Herstellung der Bauteile benötigten Umformkräfte sind jedoch geringfügig höher und liegen zwischen 648 und 714 kN (**Bild 6.2**).

Bei einer Rohteiltemperatur von 350 °C und einer Werkzeugtemperatur von 250 °C reicht das Formfüllungsvermögen der Legierungen AZ80+0,2m%Ca und AZ80+0,5m%Ca nicht mehr aus, um die Geometrie fehlerfrei zu füllen (**Tabelle 6.6**). Bei der Probe aus AZ80+0,2m%Ca war die Form nicht vollständig gefüllt. Bei dem Bauteil aus AZ80+0,5m%Ca zeigten sich feine Risse am oberen Rand des Stegs. Insbesondere niedrige Werkzeugtemperaturen führen zur Rissen oder Kantenbrüchen der Bauteile. Dies resultiert aus dem hohen Wärmeverlust durch die langen Kontaktzeiten mit dem Werkzeug beim Umformen. Mit diesem Wärmeverlust geht eine Abnahme des Umformvermögens einher, so dass die Proben zum Ende der Umformung im Kantenbereich versagen, bzw. es zur Rissbildung kommt

Tabelle 6.6: Bewertung der Formfüllung und Rissbildung des Bauteils B1 für die vier Legierungen in Abhängigkeit der Rohteil- und Werkzeugtemperatur

Werkstoff	Rohteiltemperatur [°C]	Werkzeugtemperatur [°C]	Form- und Kantenfüllung	Risse oder Ausbrüche an den Kanten
AZ80	350	300	ja	nein
AZ80+0,2m%Ca	350	300	ja	nein
AZ80+0,5m%Ca	350	300	ja	nein
AZ80+1m%Ca	350	300	ja	nein
AZ80	300	300	ja	nein
AZ80+0,2m%Ca	300	300	ja	nein
AZ80+0,5m%Ca	300	300	ja	nein
AZ80+1m%Ca	300	300	ja	nein
AZ80	350	250	ja	nein
AZ80+0,2m%Ca	350	250	ja	feine Risse
AZ80+0,5m%Ca	350	250	nein	feine Risse
AZ80+1m%Ca	350	250	ja	nein
AZ80	300	250	nein	nein
AZ80+0,2m%Ca	300	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+0,5m%Ca	300	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+1m%Ca	300	250	nein	feine Risse
AZ80	250	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+0,2m%Ca	250	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+0,5m%Ca	250	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+1m%Ca	250	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80	300	200	nein	nein
AZ80+0,2m%Ca	300	200	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+0,5m%Ca	300	200	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+1m%Ca	300	200	nein	Risse + Ausbrüche

Bei einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur von 250 °C reicht das Formfüllungsvermögen bei keiner der untersuchten Legierungen für die Herstellung des Bauteils B1 aus (**Tabelle 6.6**). Die Legierung AZ80 ist zwar Rissfrei, zeigt aber keine ausreichende Kantenfüllung. Bei den Probe aus den Legierung AZ80+0,2m%Ca und AZ80+0,5m%Ca sind zum Teil starke Kantenausbrüche am Steg vorhanden. Am ausgeprägtesten sind die Kantenbrüche bei der Probe aus AZ80+0,2m%Ca.

Rissfreie Umformung ist bei einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur von 200 °C nur mit der Legierung AZ80 zu realisieren. Eine ausreichende Formfüllung wird bei allen Legierungen nicht erreicht (**Bild 6.2**).



Bild 6.2: Formfüllung und Rissbildung der Bauteile B1 bei einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur von 200 °C

Um eine fundierte Aussage darüber machen zu können, ob die Werkzeug- oder die Rohteiltemperatur den größeren Einfluss auf das Formfüllungsvermögen hat, wurden weitere Umformversuche durchgeführt. Diese Versuche wurden zum einen mit Temperaturen von 250 °C sowohl für das Rohteil als auch für das Werkzeug und zum anderen mit einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur

von 200 °C durchgeführt. Alle Proben, die unter den genannten Bedingungen umgeformt wurden, zeigen Risse oder eine nicht ausreichende Formfüllung. Dabei zeigt sich, dass mit den höheren Werkzeug- und niedrigeren Rohteiltemperaturen bessere Umformergebnisse zu erzielen sind. Dieses lässt darauf schließen, dass den Proben aufgrund der guten Wärmeleitfähigkeit und der großen Wärmekapazität während des Umformvorgangs durch den engen Kontakt zum Werkzeug sehr viel Wärme entzogen wird. Die Werkzeugtemperatur hat auf die Rissbildung und Kantenfüllung beim Schmieden von Magnesiumlegierungen einen entscheidenden Einfluss, der größer ist als der Einfluss der Rohteiltemperatur.

Somit sind zur Formfüllung und Rissvermeidung hohe Rohteiltemperaturen und insbesondere hohe Werkzeugtemperaturen zu wählen. Zu beachten ist allerdings, dass mit steigenden Prozesstemperaturen die Härte der geschmiedeten Magnesiumbauteile abfällt (**Bild 6.3**).

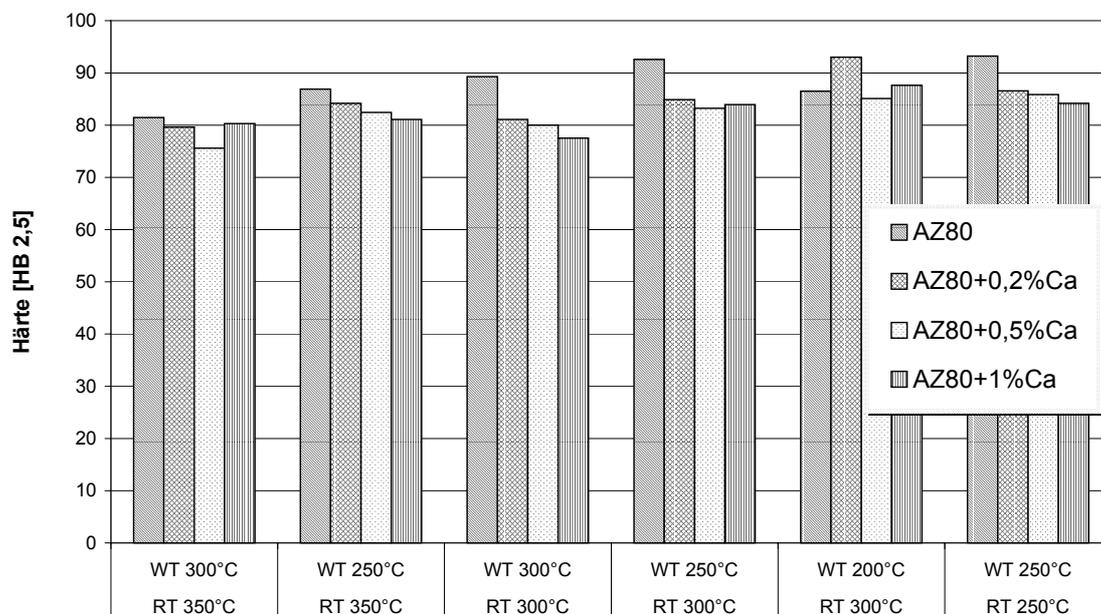


Bild 6.3: Härtewerte der vier Legierungen nach der Umformung in Abhängigkeit von Rohteil- und Werkzeugtemperatur (Bauteil B1)

Die **Bilder 6.4** und **6.5** zeigen exemplarisch die Gefüge und Korngrößen von AZ80 und AZ80+1m%Ca nach dem Schmieden. Beide Gefüge sind vollständig rekristallisiert und zeigen ein sehr kleines Korn (maximale Korngrößen bis 10 µm) mit einer homogenen Kornstruktur. Ausscheidungen des Typs $Mg_{17}Al_{12}$ (in den Aufnahmen hell) sind in beiden Schlibbildern deutlich zu erkennen. Solche Ausscheidungen sind für Magnesiumlegierungen mit hohem Aluminiumanteil typisch und sind kritisch für die Umformung, da sie durch eine höhere Festigkeit und eine geringere Umformbarkeit zu einer Rissinitialisierung führen können. Die Größe dieser Ausscheidungen sinkt mit steigenden Kalziumgehalt der Legierungen.

Die Gefügebilder ergaben, dass ein Zusatz von mindestens 0,5m% Kalzium notwendig ist, um ein optimales, gleichmäßiges Gefüge nach dem Schmieden erzielen zu können. Die Legierung AZ80+0,2m%Ca rekristallisiert während der Umformung nicht vollständig, die Korngrößen schwanken stark.

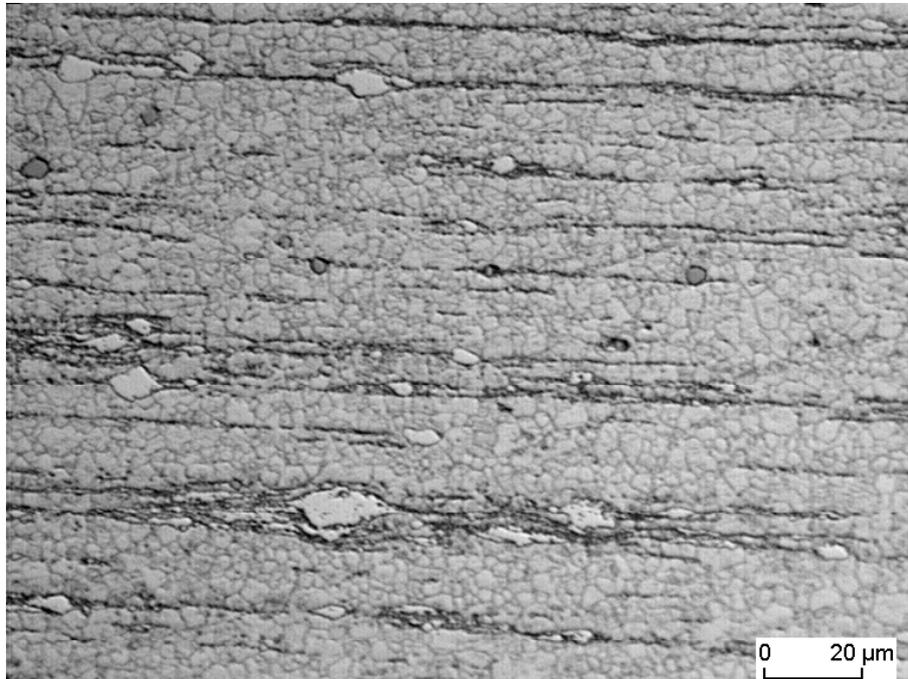


Bild 6.4: Schlibbild von AZ80 aus dem Bodenbereich, Rohteiltemperatur 300 °C und Werkzeugtemperatur 300 °C (Vergrößerung 500 : 1)

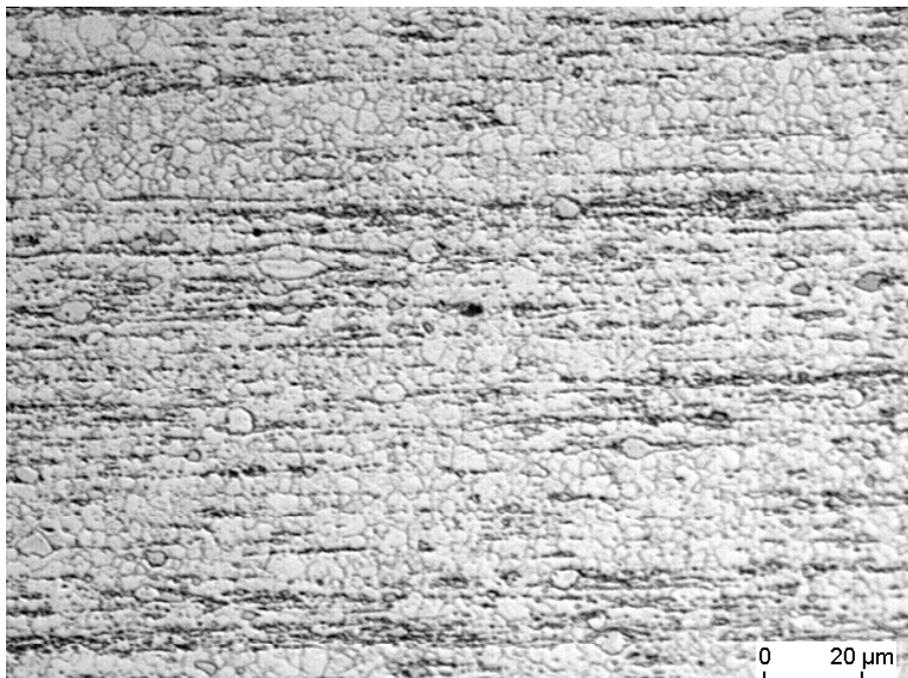


Bild 6.5: Schlibbild von AZ80+1m%Ca aus dem Bodenbereich, Rohteiltemperatur 300 °C und Werkzeugtemperatur 300 °C (Vergrößerung 500 : 1)

6.3.2 Napf-Rückwärtsfließpressen der dünnwandigen Bauteilgeometrie B2

Die Bauteilgeometrie B2 ist bei gleicher Masse und identischen Ausgangsabmessungen wesentlich dünnwandiger und höher. Dies bedeutet für die verwendeten Werkstoffe längere Fließwege und höhere Umformgrade. Basierend auf den Untersuchungsergebnissen, die beim Schmieden des Bauteils B1 ermittelt wurden, wurde das Bauteil B2 unter gleichen Umformbedingungen gefertigt. Das Umformvermögen bzw. die Grenzen der Umformbarkeit der vier untersuchten Magnesiumlegierungen kann dadurch fundierter beurteilt werden.

Bei einer Werkzeugtemperatur von 300 °C und einer Rohteiltemperatur von 350 °C weist keines der geschmiedeten Bauteile B2 Kantenbrüche auf. Eine unvollständige Formfüllung tritt nur bei dem aus der Legierung AZ80+0,2m%Ca gefertigten Teil auf. Die zur Fertigung notwendigen maximalen Umformkräfte sind mit 1226 bis 1353 kN fast doppelt so groß wie die zum Fließpressen der Bauteile B1 (**Bild 6.6**).

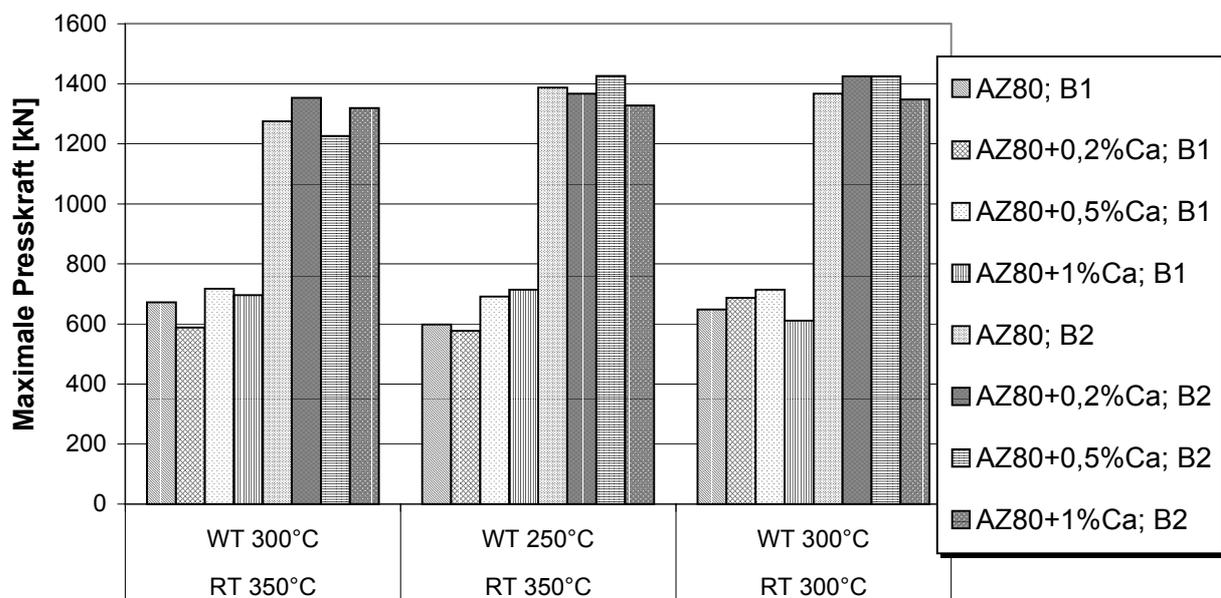


Bild 6.6: Gegenüberstellung der maximalen Presskräfte beider Bauteile

Bei einer Werkzeug- und Rohteiltemperatur von 300 °C ist der Kraftbedarf für die Umformung bei allen untersuchten Legierungen größer als bei einer Rohteiltemperatur von 350 °C (**Bild 6.6**). Die Fließpressteile aus AZ80+0,2m%Ca und AZ80+0,5m%Ca weisen unter den gegebenen Bedingungen Ansätze von Kantenbrüchen auf und lassen eine vollständige Formfüllung kaum zu.

Tabelle 6.7: Bewertung der Formfüllung und Rissbildung des Bauteils B2 für die vier Legierungen in Abhängigkeit der Rohteil- und Werkzeugtemperatur

Werkstoff	Rohteiltemperatur [°C]	Werkzeugtemperatur [°C]	Form- und Kantenfüllung	Risse oder Ausbrüche an den Kanten
AZ80	350	300	ja	nein
AZ80+0,2m%Ca	350	300	nein	nein
AZ80+0,5m%Ca	350	300	ja	nein
AZ80+1m%Ca	350	300	ja	nein
AZ80	300	300	ja	nein
AZ80+0,2m%Ca	300	300	nein	feine Risse
AZ80+0,5m%Ca	300	300	ja	nein
AZ80+1m%Ca	300	300	ja	nein
AZ80	350	250	nein	nein
AZ80+0,2m%Ca	350	250	nein	feine Risse
AZ80+0,5m%Ca	350	250	nein	feine Risse
AZ80+1m%Ca	350	250	nein	nein
AZ80	300	250	nein	nein
AZ80+0,2m%Ca	300	250	nein	Risse + Ausbrüche
AZ80+0,5m%Ca	300	250	nein	feine Risse
AZ80+1m%Ca	300	250	nein	nein

Bei einer Rohteiltemperatur von 350 °C und einer Werkzeugtemperatur von 250 °C kann mit keiner der Legierungen ein optimales Bauteil geschmiedet werden. Bei keiner der untersuchten Legierungen konnte eine vollständige Formfüllung erreicht werden. Zudem weisen die Werkstücke aus den Legierungen mit 0,2 und 0,5m% Kalzium feine Risse an der oberen Kante auf. Bei einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur von 250 °C treten bei der Probe aus AZ80+0,2m%Ca Kantenbrüche auf (**Bild 6.7**).

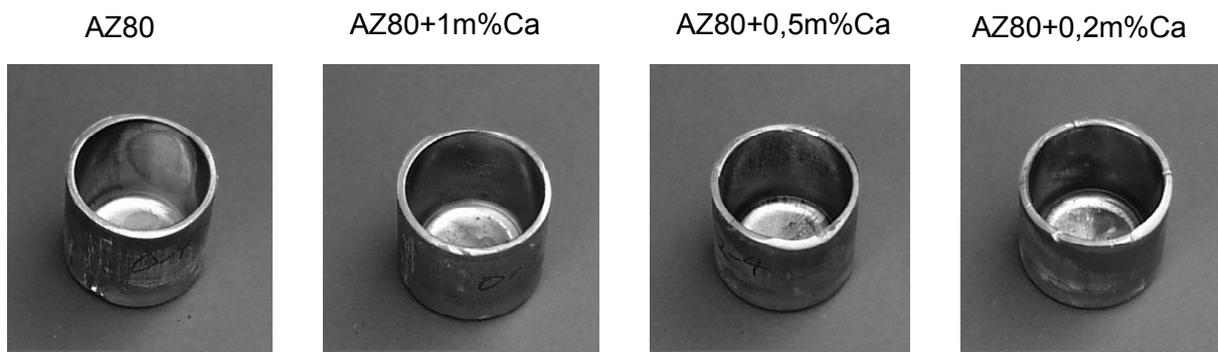


Bild 6.7: Bauteil B2 mit guter und schlechter Formfüllung sowie mit Kantenbrüchen bei einer Rohteiltemperatur von 300 °C und einer Werkzeugtemperatur von 250 °C

Die Bauteile B2 aus den Legierungen AZ80 und AZ80+1m%Ca zeigen auch bei diesen Umformparametern keine Neigung zu Kantenbrüchen (**Bild 6.7**). Somit können die Legierungen AZ80 und AZ80+1m%Ca als hervorragend umformbar

bezeichnet werden, während sich die Umformung der Legierungen AZ80+0,2m%Ca und AZ80+0,5m%Ca als problematisch erweist. Das feinkörnige Ausgangsgefüge nach dem Strangpressen wird durch das Schmieden und anschließende Abschrecken in Wasser weiter verfeinert. Durch das Schmieden kommt es bei allen vier Legierungen zu einer deutlichen Festigkeitssteigerung, wie in **Bild 6.8** zu erkennen ist. Die erreichbaren Festigkeitssteigerungen, die durch das Umformen im geschlossenen Gesenk erreicht werden können, betragen gegenüber dem stranggepressten Zustand bis zu 15%, wie die Härtemessungen zeigen.

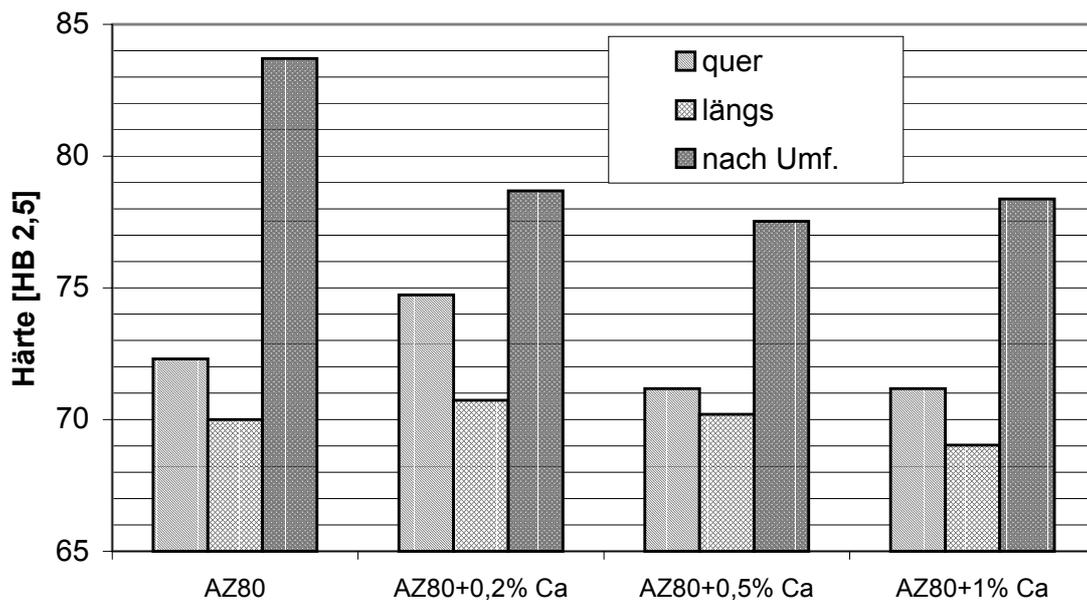


Bild 6.8: Härtewerte nach dem Strangpressen (quer und längs) sowie nach dem Schmieden des Bauteils B2 bei 300 °C Werkzeug- und Rohteiltemperatur

6.3.3 Diskussion der Ergebnisse

In der **Tabelle 6.8** werden Prozessparameter für die Werkzeug- und Rohteiltemperatur zum Fließpressen der vier Legierungen auf einer hydraulischen Presse zur Herstellung verschiedener Bauteilgeometrien im Überblick definiert.

Bei den Mindesttemperaturen von 300 °C für die Rohteiltemperatur und 300 °C für die Werkzeugtemperatur (vgl. **Tabelle 6.6**) reicht das Formfüllungsvermögen der Legierung AZ80+0,2m%Ca für die Herstellung des Bauteils B1 aus, allerdings steigt mit abnehmender Rohteiltemperatur die benötigte Umformkraft stark an (**Bild 6.2**). Das Bauteil B1 kann bei geringeren Temperaturen aus der Legierung AZ80+0,2m%Ca nicht mehr vollständig ausgeformt werden und die Rissbildung nimmt zu. Mit der Bildung der Kantenrisse sinkt die Höchstkraft, was in Verbindung mit dem Werkstoffversagen (Risse und Kantenbrüche) zu sehen ist. Dies ist bei der

Legierung AZ80+0,2m%Ca ebenso wie bei der Legierung AZ80+0,5m%Ca am Bauteil B2 zu erkennen (**Bild 6.6**).

Tabelle 6.8: Empfohlene Mindesttemperaturen zum Fließpressen

Legierung	Werkzeugtemperatur		Rohteiltemperatur	
	Bauteil B1	Bauteil B2	Bauteil B1	Bauteil B2
AZ80	300°C	300°C	300°C	300°C
AZ80+0,2m%Ca	300°C	-	300°C	-
AZ80+0,5m%Ca	300°C	300°C	300°C	300°C
AZ80+1m%Ca	250°C	300°C	300°C	350°C

Die Legierung AZ80+1m%Ca zeigt unter allen untersuchten Versuchsbedingungen nur eine geringe Neigung zu Kantenbrüchen. Ein Grund dafür ist das durch das Strangpressen nahezu vollständig rekristallisierte, feinkörnige Ausgangsgefüge (**Bild A8**). Die erreichbaren Härtewerte dieser Legierung erreichen das Niveau der Standardlegierung AZ80 (**Bild 6.3**).

Im Verlauf der Fließkurven liegt der Umformwiderstand der Legierung AZ80+1m%Ca bei allen Umformtemperaturen deutlich unter dem Niveau der Standardlegierung AZ80 (z.B. **Bild A12**). Der für Magnesiumlegierungen charakteristische Verlauf der Fließkurve mit einem großem Umformwiderstand zu Beginn der Umformung, ehe es zu Entfestigungsvorgängen und einem entsprechenden Abfallen der Fließkurven kommt, wird durch die Zugabe von Kalzium und dem daraus resultierenden feinerem Ausgangskorn abgeflacht. Dadurch ist eine homogenere Umformung möglich. Die AZ80-Legierung zeigt eine deutlich stärkere Abhängigkeit des Umformvermögens wenn die Umformgeschwindigkeit zunimmt als die kalziumhaltigen AZ80-Legierungen (vgl. **Bild A12** und **Bild A13**). Die Fließspannung der Legierung AZ80+1m%Ca nimmt bei der Umformtemperatur 300 °C im Vergleich der geringeren Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ zur höheren Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 10 \text{ s}^{-1}$ um etwa 40 N/mm² zu, während die Legierung AZ80 um etwa 80 N/mm² steigt.

Da die Kalziumzugabe zu AZ80 zusätzlich noch sowohl die Kriechbeständigkeit als auch die Korrosionsbeständigkeit verbessert, kann die Legierung AZ80+1m%Ca aus umformtechnischer Sicht ein wichtiger Schritt in die Entwicklung einer Magnesiumknetlegierung sein, die ein breites Anwendungsspektrum ermöglicht.

7 Anwendungspotenzial gesenkgeschmiedeter Magnesiumbauteile

Das Interesse am Schmieden von Magnesium ist in den letzten Jahren stetig gestiegen. Viele Firmen denken über Anwendungen bzw. den Einsatz von Magnesiumlegierungen neben dem Gussbereich nach. Es fehlt jedoch bei den verschiedenen Firmen für Magnesiumlegierungen das Wissen über die verfahrenstechnischen und werkstoffkundlichen Zusammenhänge umformtechnischer Prozesse wie dem Schmieden. Daher wurden neben den vorgestellten Grundlagenuntersuchungen in Kooperationen mit Industriefirmen Magnesiumbauteile auf verschiedenen mechanischen und hydraulischen Pressen geschmiedet.

Bild 7.1 und **7.2** zeigen solche Bauteile, die mit industriellen Praxiswerkzeugen am IFUM erfolgreich abgeschmiedet wurden. Die zur Verfügung gestellten Werkzeuge mussten vorher an die spezifischen verfahrenstechnischen Besonderheiten der Magnesiumumformung angepasst werden.



Bild 7.1: Gesenkgeschmiedete Fußbodenstütze (Durchmesser des Fertigteils links 57 mm) aus ZK60 und AZ80, Werkzeug der Firma INOFER, Belgien

Die Fußbodenstütze, die zur Zeit für einen Automobilhersteller in mittlerer Stückzahl aus einer Aluminiumlegierung hergestellt wird, konnte mit ZK60 auf einer Exzenterpresse (Stößelgeschwindigkeit 600 bis 850 mm/s) mit besserer Formfüllung als bei einer Aluminiumknetlegierung geschmiedet werden. Wie im **Bild 7.1** zu sehen ist, wird dieses Teil mit Grat geschmiedet. Ebenfalls mit Grat geschmiedet wurden die beiden Magnesiumteile im **Bild 7.2**. Die Teilungsebenen sind im Bild deutlich zu

erkennen. Das Winkelstück wurde von der Stange geschmiedet. Die verwendete mechanische Spindelpresse hat eine Stößelgeschwindigkeit von 360mm/s.

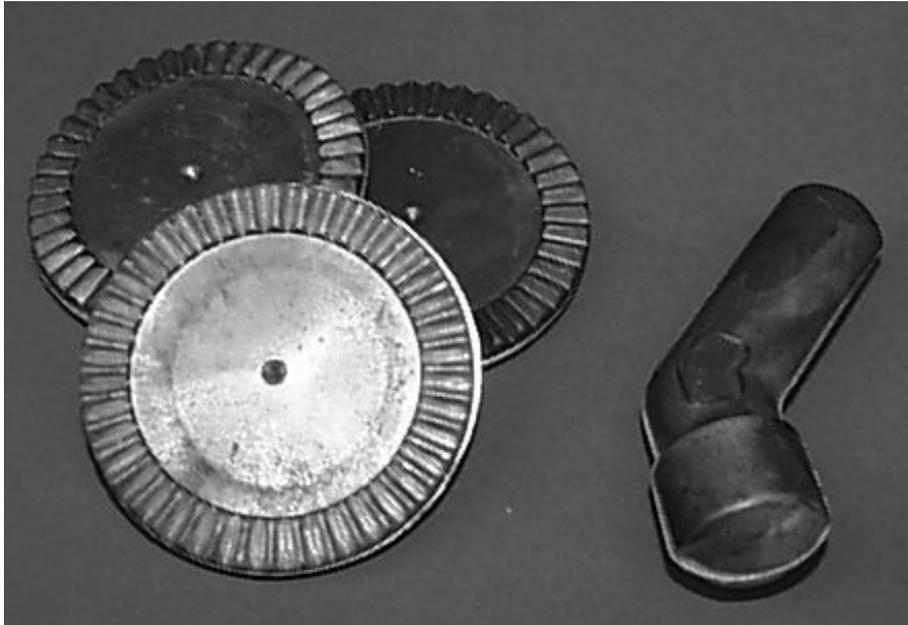


Bild 7.2: Gesenkgeschmiedete Rollstuhlkomponente (links, Durchmesser 62 mm) und Winkelstück (rechts, Länge 79 mm) aus AZ31, Werkzeuge der Firma WICHARD, Frankreich

Neben der Adaptierung von industriellen Praxiswerkzeugen zum Schmieden von Magnesiumlegierungen wurde ein zweistufiger Schmiedeprozess entwickelt, die Werkzeuge konstruiert und gefertigt. Die Magnesiumbauteile aus **Bild 7.3** können mit diesem Werkzeugsystem endkonturnah geschmiedet werden.

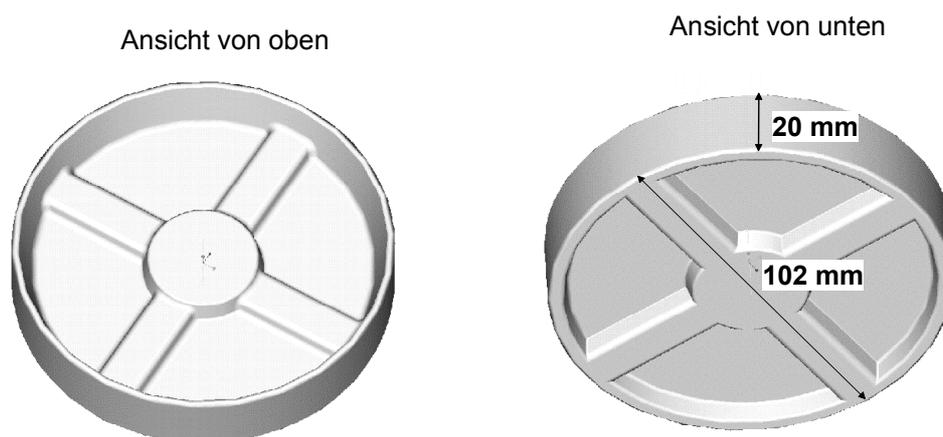


Bild 7.3: Obere und untere Ansicht des Magnesiumbauteils aus dem CAD-Programm ProEngineer

Das Werkzeugsystem im **Bild 7.4** befindet sich im erfolgreichen Einsatz, mehrere hundert Teile wurden damit bisher geschmiedet.

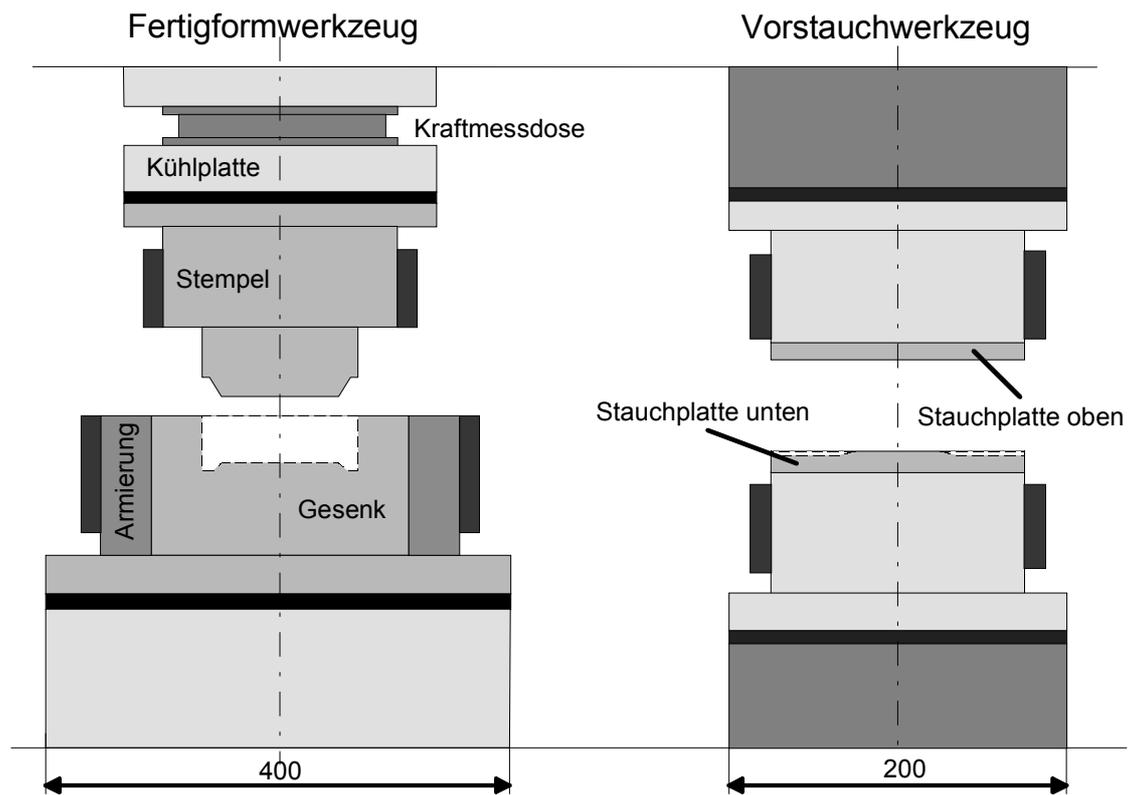


Bild 7.4: Zweistufiges Werkzeug zum Schmieden eines Magnesiumbauteils

Die **Bilder 7.5** und **7.6** zeigen das zweistufige Schmieden einer Magnesiumknetlegierung auf einer hydraulischen Presse mit dem entwickelten Werkzeugsystem. Die formgebenden Elemente des Werkzeugsystems werden bei diesem Werkzeugsystem durch Heizmanschetten beheizt.

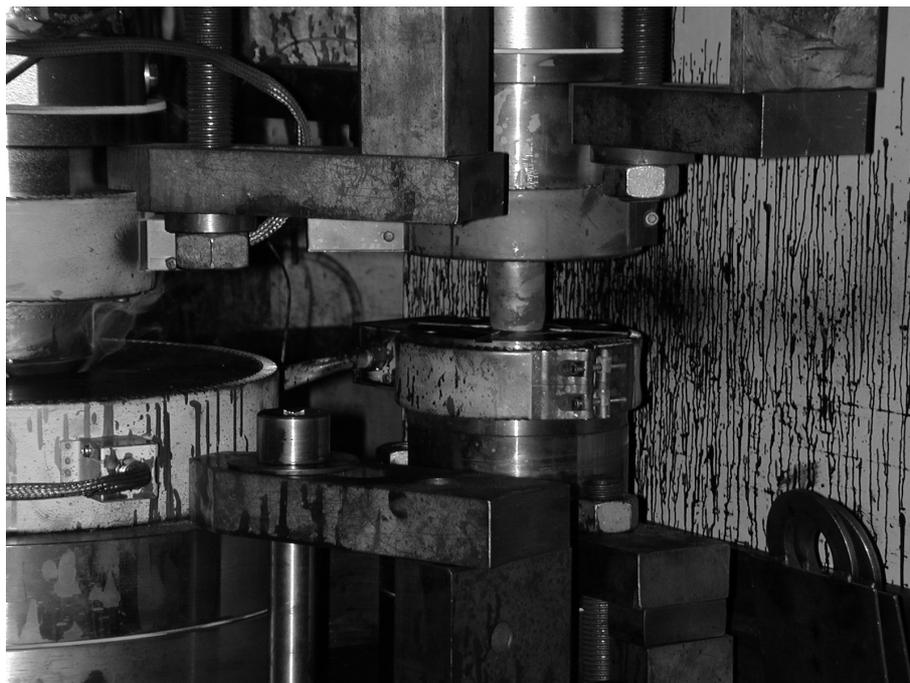


Bild 7.5: Erste Stufe: Anstauchen der Ausgangsform zur Vorform



Bild 7.6: Zweite Stufe: Entnahme des geschmiedeten Bauteils aus dem Gesenk

Die Entwicklungen zeigen, dass mehrstufige Schmiedeprozesse zur Herstellung von Magnesiumbauteilen unter Berücksichtigung der verfahrenstechnischen Grenzen und werkstoffkundlichen Besonderheiten von Magnesiumlegierungen möglich sind. Komplexe Bauteile (**Bild 7.7**) können durch Präzisions schmieden hergestellt werden. Verschiedenste industrielle Magnesiumbauteile wurden realisiert.



Bild 7.7: Zweistufig präzisionsgeschmiedete Magnesiumbauteile

8 Zusammenfassung und Ausblick

Der Leichtmetallwerkstoff Magnesium mit der geringsten Dichte aller technisch verwendbaren Metalle, seinem nahezu unbegrenzten Vorkommen und seiner sehr guten Recyclingfähigkeit ist ein stark aufstrebender Konstruktionswerkstoff, der in vielen Bereichen, besonders in der Automobilindustrie, Bauteile aus Stahl, Kunststoff und Aluminium ersetzen kann und zu Gewichts- und Energieeinsparung führt. Die Weiterentwicklung von Verabreichungsverfahren und Legierungen kann durch die Kompensation vorhandener Nachteile ein breiteres Anwendungsfeld für Magnesiumlegierungen in der modernen Technik schaffen.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden experimentelle Untersuchungen und verfahrenstechnische Entwicklungen durchgeführt, die einen wissenschaftlichen Beitrag zum grundlegenden Verständnis der Magnesiumumformung im geschlossenen Gesenk darstellen. Unter der Zielsetzung der Erarbeitung von

- Grundlagen zum Umformverhalten,
- Erweiterung der Umform- und Verfahrensgrenzen von AZ-Knetlegierungen und
- einer umformtechnisch relevanten Legierungsweiterentwicklung von AZ80,

wurden Ergebnisse zum Zylinder- und Ringstauchversuch sowie zum Präzisions-schmieden und Napf-Rückwärtsfließpressen vorgestellt.

- Grundlagen zum Umformverhalten

Aus den Fließkurven der durchgeführten Zylinderstauchversuche ergibt sich, dass bei der Umformung von konventionellen Magnesiumlegierungen Temperaturen gewählt werden müssen, die deutlich über der Aktivierungstemperatur zusätzlicher Gleitebenen von ca. 225 °C liegen. Mit zunehmendem Legierungsgehalt an verfestigenden Elementen und höherer Umformgeschwindigkeit sind höhere Temperaturen zur vollständigen, homogenen Stauchung nötig. Der Widerstand gegen die Umformung ist mit steigendem Gehalt an Aluminium generell größer. Der Umformwiderstand nimmt bei allen AZ-Knetlegierungen mit höherer Umformgeschwindigkeit zu. Diese Zunahme ist für geringere Umformtemperaturen stärker ausgeprägt.

Für die Magnesiumknetlegierung auf AZ-Basis lassen sich bei der Verwendung eines geeigneten Schmierstoffs sehr geringe Reibfaktoren einstellen, die dem Niveau von Aluminiumknetlegierungen entsprechen. Ohne Schmierstoff neigt der untersuchte Magnesiumwerkstoff AZ31 ähnlich stark zur Haftung wie die Aluminiumwerkstoffe. Als geeignete Schmierstoffe wurde ein Festschmierstoff sowie eine Öl-Graphit-Mischung ermittelt.

- Erweiterung der Umform- und Verfahrensgrenzen von AZ-Knetlegierungen

Präzisionsschmieden auf hydraulischen und mechanischen Pressen

Das Stauchverhältnis einer Legierung ist für die Auslegung mehrstufiger Prozesse und insbesondere für Vorstauchoperationen relevant. Das maximale Stauchverhältnis für die Legierung AZ31 wurde mit 3,3 ermittelt, einem Wert der deutlich über dem bisher gültigen Wert aus der Literatur liegt.

Das Präzisionsschmieden wird auch in Zukunft als Schmiedeverfahren zur Herstellung von endkonturnahen Bauteilen weiter an Bedeutung gewinnen. Die vorgestellten Untersuchungen zum Präzisionsschmieden auf einer hydraulischen und einer mechanischen Presse zeigen, dass die Härtewerte nach dem Umformen über der Ausgangshärte und der Härte nach einer Wärmebehandlung liegen. Es kommt also durch das Schmieden zu einer deutlichen Verfestigung des Werkstoffs und einem feinkörnigen, gleichmäßigen Gefüge ohne jegliche Poren oder andere Fehler. Zwar werden bei niedriger Rohteil- und Werkzeugtemperatur die höchsten Härtewerte erzielt, doch wird bei niedrigen Umformtemperaturen keine vollständige Formfüllung erreicht. Neben den werkstoffkundlichen Betrachtungen müssen also verfahrenstechnische Überlegungen bei der Prozessauslegung berücksichtigt werden.

Zur Herstellung einer Laufrolle einer Fahrradkettenschaltung aus der Magnesiumlegierung AZ31 wurde ein Präzisionsschmiedewerkzeug konstruiert und gefertigt. Die Untersuchungen zum Schmieden auf einer mechanischen Presse ergaben, dass die gewünschte Formfüllung erreicht wird und die Bauteile trotz hohem Umformgrad und hoher Umformgeschwindigkeit voll ausgebildet werden können. Diese sehr aussichtsreichen Ergebnisse liefern erste Erkenntnisse für zukünftige Entwicklungen zum Präzisionsschmieden von komplexen Bauteilen aus Magnesiumknetlegierungen auf mechanischen Pressen. Beim Einsatz von mechanischen Pressen für die Herstellung von endkonturnahen Magnesiumbauteilen kann durch die Senkung der Verarbeitungs- und damit auch Stückkosten der Nachteil hoher Werkstoffkosten mehr als kompensiert werden.

Napf-Rückwärtsfließpressen

Die experimentellen Untersuchungen zum Napf-Rückwärtsfließpressen zeigen, dass das Rückwärtsfließpressen von Magnesiumlegierungen realisiert werden kann, wenn entsprechende Umformtemperaturen und Umformmaschinen eingesetzt werden. Dadurch ist das Spektrum der durch Umformung herstellbaren Bauteile wesentlich erhöht worden. Denkbar ist die Herstellung komplexer, rotationssymmetrischer Rientriebe mit Nebenformelementen aus Magnesiumknetlegierungen durch ein- oder mehrstufige Schmiede- und Fließpressoperationen im geschlossenen Gesenk.

Wie beim Präzisionsschmieden steigt die Endfestigkeit der fließgepressten Bauteile mit niedrigerer Werkzeug- und Rohteiltemperatur an. Der notwendige Kraftbedarf zur

Umformung und Formfüllung aber steigt und die Werkzeuge werden entsprechend stärker belastet. So ist bei der Auslegung des Prozesses zur Magnesiumumformung ein Kompromiss aus gewünschten Werkstofffestigkeiten und -eigenschaften sowie verfahrenstechnischen Gegebenheiten zu finden.

➤ Umformtechnisch relevante Legierungsweiterentwicklung von AZ80

Für die umformtechnische Verarbeitung von Magnesiumlegierungen fehlt es an alternativen Magnesiumknetlegierungen. Das Spektrum der am Markt erhältlichen Magnesiumknetlegierungen ist minimal. Daher wurden im Rahmen der Entwicklungsarbeiten der vorliegenden Ausarbeitung drei neue Legierung mit Kalzium als Legierungselement entwickelt und die Umformbarkeit dieser auf AZ80 basierenden Legierungen untersucht.

Neben der kommerziellen Magnesiumknetlegierung AZ80 zeigt die neu entwickelte Legierung AZ80+1m%Ca bei den untersuchten Versuchsbedingungen die besten Umformeigenschaften. Die guten Umformeigenschaften ergeben sich durch die kornfeinende Wirkung des Kalziums, was zu einem feinkörnigen Gefüge nach dem Strangpressen führt. Die gemessenen Härtewerte von AZ80+1m%Ca nach dem Fließpressen erreichen das Niveau der Standardlegierung AZ80. Zusätzlich zur Kornfeinung ist bekannt, dass ein Zusatz von Kalzium eine Verbesserung der Kriech- und Korrosionsbeständigkeit bewirkt. Somit stellt die Legierung AZ80+1m%Ca aus umform- und anwendungstechnischer Sicht einen vielversprechenden Schritt in die Entwicklung einer Hochleistungs-Magnesiumknetlegierung dar.

Die schmiedespezifische Legierungsweiterentwicklung soll das Einsatzpotenzial des Leichtbauwerkstoffs Magnesium weiter steigern, so dass zukünftig im geschlossenem Gesenk umgeformte Magnesiumbauteile sowohl mit gegossenen Magnesiumbauteilen als auch mit Aluminium-, Stahl- oder Kunststoffbauteilen konkurrieren können.

Durch die Vorstellung neuer Werkzeugkonzepte und der Beschreibung der Umformeigenschaften von Magnesiumknetlegierungen auf AZ-Basis sowie die Weiterentwicklung der Magnesiumknetlegierung AZ80 stellt die vorliegende Arbeit einen richtungsweisenden Beitrag zur Überwindung vorhandener Vorbehalte gegenüber dem Einsatz von Magnesium in der Umformtechnik dar. Die werkstoffkundlichen Untersuchungen und die herangezogenen FEM-Analysen bilden dabei eine fundierte wissenschaftliche Grundlage zum Prozess- und Werkstoffverständnis. Nur durch solch einen interdisziplinären Ansatz zur Kombination von Verfahrenstechnik und Werkstofftechnik, wie in der vorliegenden Arbeit vollzogen, kann der Einsatz von Magnesiumwerkstoffen in der industriellen Praxis vorangetrieben werden.

9 Literaturverzeichnis

- /Alves00/ Alves, H.; Köster, U.:
Improved Corrosion and Oxidation Resistance of AM and AZ Alloys by Ca and RE Additions
Proceedings of the International Conference of Magnesium Alloys and their Applications , München 2000, Hrsg.: Kainer, S. 439-444
- /ASM88/ ASM, International:
Metals Handbook - Forming and Forging; Forging of Magnesium Alloys
ASM International, 9th Edition, Volume 14, 1988, S. 259-260
- /ASM90a/ ASM, International:
Metals Handbook; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and special-purpose Materials; Forging of Magnesium Alloys
ASM International, 10th Edition, Volume 2, 1990, S. 455-516
- /ASM90b/ ASM International:
Metals Handbook; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, Selection and Application of Magnesium and Magnesium Alloys
ASM International, 10th Edition, Volume 2, 1990, S. 455-479
- /ASM91/ ASM International, Autorenkollektiv:
Metals Handbook; Heat Treating: Heat Treating of Magnesium Alloys
ASM International, 9th Edition, Volume 4, 1991, S. 899-906
- /ASM99/ ASM Specialty Handbook
Magnesium and Magnesium Alloys
Hrsg.: Avedesian, M.; Baker, H., ASM International 1999, S. 86
- /Avedesian99/ Avedesian, M.; Baker, H.:
Magnesium and Magnesium Alloys
ASM International, Materials Park, OH, 1999
- /Baier96/ Baier Firmenkatalog 1996:
Baier, Hanack + Rauch GmbH & Co. KG, Hanau

- /Ball94/ Ball, E.A.; Prangnell, P.B.:
Tensile-Compression Yield Asymmetries in High Strength
Wrought Alloys
Scripta Metallurgica et Materialia 31 (1994) 2, S. 111-116
- /Bargel98/ Bargel, H.-J.; Schulze, G.:
Werkstoffkunde
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 1999
- /Beck39/ Beck A.:
Magnesium und seine Legierungen
Springer Verlag, Berlin, 1939
- /Becker98/ Becker, J.; Fischer, G.; Schemme, K.:
Herstellung und Eigenschaften stranggepresster und ge-
schmiedeter Magnesium-Bauteile
Metall 9 (1998), S. 528-536
- /Becker98a/ Becker, J.; Fischer, G.; Schemme, K.:
Light weight construction using extruded and forged semi-solid-
finished products made of magnesium alloys
Magnesium alloys and their applications DGM; 28.-30. April
1998, Wolfsburg, S. 15-28
- /Becker99/ Becker, J.; Fischer, G.:
Strangpress- und Schmiedeerzeugnisse aus Magnesium –
sicheres und leistungsfähiges Halbzeug für den Leichtbau
Umformtechnik an der Schwelle zum nächsten Jahrtausend,
16. Umformtechnisches Kolloquium Hannover, 25.-26. Februar
1999, Hrsg.: Doege, S.245-260
- /Beer96/ Beer, O.:
Verdichtung von Metallpulvern
Dissertation, Universität München, 1996
- /Beitz95/ Beitz, W.; Küttner, K.-H.:
Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau
18. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg NewYork, 1995
- /Bergmann91/ Bergmann, W.:
Werkstofftechnik, Teil 2: Anwendung
2. durchgesehene Auflage, Carl Hanser Verlag München, Wien,
1991

- /Besdo95/ Besdo, D., Autorenkollektiv:
Fortschritte in der Werkzeugtechnik
Verlag Meisenbach, Bamberg, 1995
- /Böhm68/ Böhm, H.:
Einführung in die Metallkunde
B.I.-Hochschulbücher, Band 196, B.I.-Wissenschaftsverlag
Mannheim Wien Zürich, 1968
- /Bohnsack99/ Bohnsack, R.:
Untersuchungen zum Präzisionsschmieden von Laufver-
zahnungen
Dissertation, Universität Hannover, 1999
- /Bulian39/ Bulian:
Über einige Eigenschaften Kalziumhaltiger Magnesium-
legierungen
Zeitung Metallkunde, 31 (1939) 9, S. 302-304
- /Closset00/ Closset, B.; Steins, R.; Bonjour, C.; Filloux, J.-P.:
Heat treatment and Mechanical properties of extruded
Magnesium alloys
Proceedings of the Second Israeli International Conference on
Magnesium Science and Technology, Magnesium 2000, Dead
Sea Israel, Hrsg.: Aghion and Eliezer, S. 143-150
- /Clow99/ Clow, B.B.:
Globaler Ausblick auf Angebot und Nachfrage für Magnesium
7. Magnesium Abnehmerseminar, September 1999, Aalen
- /Cole97/ Cole, G.; Golovoy, A.; Jeryan, R.; Davies, G.:
Lightweight materials for automotive application
Steel World, 2 (1997) 1, S. 75-83
- /Deshpande96/ Deshpande, N.:
The Aluminium-Magnesium-Zinc-System
Journal of alloy phase diagrams, 2 (1996) 1, The Indian Institute
of Metals
- /DIN1729/ DIN1729, August 1992:
Magnesiumlegierungen

- /DIN7151/ DIN 7151, 1964:
ISO-Grundtoleranzen
- /DIN8580/ DIN8580, September 1985:
Begriffe der Fertigungsverfahren
- /DIN8583/ DIN 8583, Teil 3:
Fertigungsverfahren Druckumformen: Freiformen, Unterteilung,
Begriffe
- /DIN9005/ DIN 9005; Blatt 2, Januar 1974:
Gesektschmiedestücke aus Magnesiumknetlegierungen,
Grundlagen für die Konstruktion
- /Dipper49/ Dipper, M.:
Fließpressen von Hülsen in Rechnung und Versuch
Dissertation TH Stuttgart 1949
- /Doege86/ Doege, E.; Meyer- Nolkemper, H.; Saeed, i.:
Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe
Hanser Verlag, München, Wien, 1986
- /Doege96/ Doege, E.; Dröder, K.:
Sheet Metal Forming of Magnesium Alloys
Protocol of the IMA- Conference 'Magnesium Metallurgy',
Clemont- Ferrant, Frankreich, Oktober 1996
- /Doege98/ Doege, E.; Klein, K.; Janssen, St.:
Magnesium Light Metal Forging Technology – Experimental and
Numerical Approach for Material Specific Near-Net-Shape
Processing of the International Conference Magnesium Alloys
and their Applications, 28.-30. April 1998, Wolfsburg, Hrsg.:
Mordike, Werkstoff-Informationsgesellschaft Frankfurt, 1998
- /Doege99/ Doege, E.; Janssen, St.; Dröder, K.:
Light weight construction using Magnesium wrought alloys –
Sheet metal and precision forging of technical Mg-alloys
IBEC'99, September 28-30, Detroit, Michigan, USA, 1999
- /Doege00/ Umformtechnik-Grundlagen, Universität Hannover, 2000

- /Dohmann84/ Dohmann, F.:
Überlegungen zur Werkzeugtechnik bei Präzisionsumformung
Wt-Z. ind. Fertigung Band 74 (1984) 4, S. 201-205
- /Dröder99/ Dröder, K.:
Untersuchungen zum Umformen von Feinblechen aus
Magnesiumknetlegierungen
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Hannover, 1999
- /DOW84/ Fabricating Magnesium,
The DOW Chemical Company, 1984
- /Eigenfeld96/ Eigenfeld, K.:
Magnesium im Automobil - gestern, heute, morgen
Gießerei- Rundschau 43 (1996), S. 15-23
- /Evans00/ Evans, R.B.:
Magnesium and Aluminium in a material world
Magnesium Industry, 1 (2000) 2, S. 38-43
- /Fischer99/ Fischer, G.:
Leistungsstarkes Halbzeug für Leichtbauzwecke
Industrieanzeiger 22 (1999), S. 32-33
- /Fox85/ Fox, F.; Lewis, G.:
Magnesium: With an Appendix describing production Problems.
Historical Metallurgy 19 (1985), S. 57-64
- /Frank99/ Frank, C.; Dröder, K.:
Kunststoffwerkzeug für Prototypenteile aus Magnesiumfeinblech
Bänder Bleche Rohre, 40 (1999) 5, S. 28-30
- /Friedrich98/ Friedrich, H.; Schuhmann, S.:
The Use of Magnesium in Cars – Today and in Future
Volkswagen AG, Business Unit, Research, Environment and
Transportation, Wolfsburg, 1998
- /Friedrich00/ Friedrich, H.; Schumann, S.:
The Second Age of Magnesium: Research Strategies to Bring
The Automotive Industry's Vision to Reality
Magnesium 2000, Proceedings of The Second Israeli
International Conference on Magnesium Science and
Technology; Magnesium 2000, Dead Sea Israel; Hrsg.: Aghion
and Eliezer; Magnesium Research Institute, Israel, 2000, S. 9-18

- /Fumio96/ Fumio, K.:
Magnesium supply and demand in the world
International Magnesium Association 53, 2.-4. Juni 1996, Ube
City, S. 44-51
- /Fuzikawa87/ Fuzikawa, K.; Suzuki, T.:
Magnesium Wheels
44th Annual World Magnesium Conference, 1987, S. 9-13
- /Garber93/ Garber, F.:
Magnesium - Schwierigkeiten überwunden, neue Chancen im
Blick
Metall 6, 1993, S. 574-577
- /Geiger84/ Geiger, R.; Woska, R.:
Fließpressen
In: Spur, G.; Stöferle, Th.: Handbuch der Fertigungstechnik,
Band 2: Umformen; Carl Hanser-Verlag München Wien, 1984
- /Harbodt00/ Harbodt, K. (IMA Europa):
Magnesium-Legierungen – Verfügbarkeit und Verbrauch
8. Magnesiumabnehmerseminar, 14.-15. Juni 2000, Aalen
- /IMA/ International Magnesium Association
<http://www.intlmag.org/>
- /Ito92/ Ito, T.; Takanori, T.:
Wheels and other Automotive Parts through The Pore- Free Die
Casting Process
SAE- Paper 910552, 1992, S.1-10
- /Juchmann00/ Juchmann, P.:
Properties an Perspectives of Magnesium Rolled Products
Proceedings of the International Conference on Magnesium
Alloys and their Applications, München 2000, Hrsg.: Kainer,
S. 590-595
- /Kainer93/ Kainer, K.:
Strangpressen von kurzfaserverstärkten Magnesium-
Verbundwerkstoffen
Umformtechnik, 27 (1993) 2, S. 116-121

- /Kainer98b/ Kainer, K., Autorenkollektiv:
Magnesium alloys and their applications
DGM, Procceding 28.-30. April 1998, Wolfsburg, Hrsg.: Mordike
- /Kellerer94/ Winkler, P.; Kellerer, H.:
Metallische Leichtbau-Werkstoffe für die Verkehrstechnik-Stand
und Perspektiven
Symposium Materialforschung neue Werkstoffe, 2-4.11.1994,
Berlin, S. 23-43
- /Klein99/ Klein, K.:
Numerische Modellierung des Pulverpressens und
Sinterschmiedens von Magnesiumlegierungen
Dissertation, Universität Hannover, 1999
- /Köhler94/ Köhler, E.:
Aluminium im Automobilbau
Galvanotechnik, 85 (1994) 9, S. 2885-2893
- /Kröff00/ Kröff, A.; Janssen, St.; Dittmann, J.:
Fließpressen von Magnesiumlegierungen – Versuche und FEM-
Simulation
Aluminium 76 (2000) 5; S. 406-409
- /Lange77/ Lange, K.; Meyer- Nolkemper, H.:
Gesensschmieden
Springer Verlag Berlin Heidelberg NewYork, 1977
- /Lange84/ Lange, K.:
Lehrbuch der Umformtechnik: Handbuch für Industrie und
Wissenschaft
Band 1: Grundlagen; Springer-Verlag Berlin Heidelberg
NewYork, 1984
- /Lange88/ Lange, K.:
Umformtechnik
Band 2: Massivumformung, Springer Verlag, 2. Auflage, Berlin
Heidelberg NewYork London Paris Tokyo, 1988
- /Larsson96/ Larsson, G.:
Die Zukunft von Magnesium in der Automobilindustrie
Gießereipraxis 5 (1996), S.83-86

- /Lehnert99/ Lehnert, W.; Chabbi, L.:
Besonderheiten bei der Umformung von Magnesiumwerkstoffen
MEFORM 99, 24.-25. März 1999, Freiberg
- /Lewis99/ Lewis, D.J.:
Magnesium: Opportunities in Australia
The commonwealth of Australia, Department of Industry, Science
and resources, Hallston, Australia, 1999, S. 75
- /Magers96/ Magers:
Einsatzmöglichkeiten von Magnesium im Automobilbau;
Automobiltechnische Zeitschrift ATZ, Sonderausgabe;
Leichtmetalle im Automobilbau, 1995/96, S. 10-13
- /Mantell45/ Mantell, C.L.; Hardy, C.:
Calcium – Metallurgy and Technology, ASC American Chemical
Society, New York 1945, S. 95-105
- /Meier88/ Meier, R.:
Gesenkschmieden mit erhöhter Maßgenauigkeit
VDI-Z 132 (1988) 20, S. 911 ff.
- /Michaelis86/ Michaelis, R.:
Präzisionsschmieden mit integrierter Wärmebehandlung
VDI-Z 128 (1986) 9, S. 317
- /N.N.93/ N.N.:
Magnesium im Fahrzeugbau
Kunststoffe, Band 3, (1993) Heft 11, S. 200-204
- /N.N.94a/ N.N.:
Kohle und Keramik sparen Pfunde
Kraftfahrzeugtechnik, (1994) 7, S. 40-45
- /N.N.94b/ N.N.:
Semi-Solid extrusion forming of magnesium alloys
New Technology Japan, 22 (1994) 4, S. 16
- /N.N.94c/ N. N.
Weltproduktion von Magnesium
Metall 48 (1994), S. 442

- /Ostermann98/ Ostermann, F.:
Anwendungstechnologie Aluminium; Springer-Verlag Berlin
Heidelberg NewYork, 1998
- /N.N.98a/ NN.:
Leichtbau in der Fahrzeugtechnik
Umformtechnik 2 (1998), S. 30
- /Päfgen94/ Päfgen, F.-J.; Kreiner, H.; Wilmers, G.:
Der neue Audi A8 - Teil 1
Automobiltechnische Zeitschrift ATZ, 96 (1994) 4, S: 198-211
- /Papke96/ Papke, M.:
Pulver- und Präzisionsschmieden von Superleichtlegierungen auf
Magnesium-Lithium-Basis
Universität Hannover, Dissertation 1996, Fortschrittsberichte
VDI, Reihe 2: Fertigungstechnik, Nr. 322, Düsseldorf, 1996
- /Polley98/ Polley, W.:
Untersuchungen zum Gravurfüllungsverhalten beim Präzisions-
schmieden von Aluminiumknetlegierungen
Universität Hannover, Dissertation 1998, Fortschrittsberichte
VDI, Reihe 2: Fertigungstechnik, Nr. 477, Düsseldorf, 1998
- /Polmear94/ Polmear, I.J.:
Magnesium Alloys and Applications
Materials Science and Technology 10 (1994), S. 1-16
- /Polmear95/ Polmear, I.J.:
Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals
3rd Edition, Hrsg.: Arnold, Metallurgy and Material Science
Series, London NewYork Sydney Auckland, 1995
- /Raynor59/ Raynor, G.V.:
The Physical Metallurgy of Magnesium and its Alloys
Pergamon Press, London, 1959
- /Roberts60/ Roberts, C.S.:
Magnesium and its Alloys
John Wiley and Sons Inc., New York, 1960

- /Sartorius91/ Sartorius, K.; Schiller, H.; Zeumer N.:
Metallische Werkstoffe in Treibwerkbau
Werkstofftag'91, Hamburg, 1991, S. 299-302
- /Savage00/ Savage, K.; King, F.; van Kooij, A.:
Hydrostatic Extrusion of Magnesium
Proceedings of the International Conference on Magnesium
Alloys and their Applications, München 2000, Hrsg.: Kainer,
S. 609-614
- /Schemme91/ Schemme, K.:
Magnesiumwerkstoffe für die neunziger Jahre
Aluminium 67 (1991), S. 167-179
- /Schemme97/ Schemme, K.; Lowak, H.:
Manufacturing of light-weight wheels by forging and flow-forming
Konferenz NNS 97: Competitive Advantages by Near-Net-Shape
Manufacturing 14.-16. April 1997, Bremen, S. 115-120
- /Schemme00/ Schemme, K.:
Strangpressen von Magnesium
Magnesiumtaschenbuch, Aluminiumverlag Düsseldorf 2000,
S. 433-448
- /Schmitt70/ Schmitt, G.:
Berechnung der Werkzeugbeanspruchung Kaltfließpressen von
Näpfen
Industrieanzeiger 92 (1970) 20, S. 438-439
- /Schuler96/ Schuler GmbH, Autorenkollektiv:
Handbuch der Umformtechnik
Springer Verlag, Berlin Heidelberg NewYork, 1996
- /Schumann90/ Schumann, H.:
Metallographie
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1990
- /Sebastian00/ Sebastian, W.:
Properties and processing of Magnesium Wrought Products for
Automotive Applications
Proceedings of the International Conference on Magnesium
Alloys and their Applications, München 2000, Hrsg.: Kainer,
S. 602-608

- /Semantia88/ Semantia, S. L.:
Forming and Forging
Metals Handbook 9th Edition, ASM International, Volume 14,
1988
- /Shimano97/ Shimano Firmenkatalog 1997:
Shimano Bicycle Components
- /Siebel40/ Siebel, G.:
Technology of Magnesium and its Alloys,
Hrsg.: Beck and Hughes, London, 1940
- /Sistermanns91/ Sistermann:
Anforderungen der Fertigungsstufen beachten
Industrie-Anzeiger, 63 (1991) 63/64, S. 14-16
- /Spur84/ Spur, G.; Stöferle, Th.:
Handbuch der Fertigungstechnik
Band 2: Umformen; Carl Hanser-Verlag München Wien, 1984
- /Tank91/ Tank E.:
Erfahrungen bei der Erprobung von experimentellen Motor-
Bauteilen aus Faser- und partikelverstärkten Leichtmetallen
Metall 45 (1991), S. 988-994
- /Tschätsch93/ Tschätsch, H.:
Handbuch der Umformtechnik
4. Auflage, Hoppenstedt, Darmstadt, 1993
- /VDI70/ VDI-Richtlinien 3185, Blatt 2:
Berechnung der bezogenen Stempelkraft und der größten
Fließpresskraft für das Napf-Rückwärtsfließpressen, Oktober
1970
- /Vollrath00/ Vollrath, K.:
Immer mehr Konstrukteure lieben Leichtbau mit Magnesium
VDI nachrichten, 17. November 2000, Nr. 46, S. 32
- /Voßkühler37/ Voßkühler, H.:
Der Aufbau der magnesiumreichen Magnesium-Kalzium-
Legierungen
Zeitung Metallkunde, 29 (1937) 7, S. 336-337

- /Wagener00/ Wagener, H.-W.; Lehnert, F.:
Deep Drawing of Magnesium Sheet Metal at Room Temperature
Proceedings of the International Conference on Magnesium
Alloys and their Applications, München 2000, Hrsg.: Kainer,
S. 615-620
- /Wiesner96/ Wiesner, J.:
Werkzeugsystem zum Präzisionsschmieden hinterschnittener
Gleichlaufgelenke
Dissertation, Universität Hannover, Fortschrittsberichte VDI,
Reihe 2: Fertigungstechnik, Nr. 397, 1996
- /Winandy98/ Winandy, C.D.
Magnesium die-castings in motor vehicles
In Automotive sourcing: Magnesium – The lightweight solution,
Volume 5 (1998) Issue 1 Supplement, S. 8-9
- /Winkler94/ Winkler, P.; Kellerer, H.:
Metallische Leichtbau-Werkstoffe für die Verkehrstechnik-Stand
und Perspektiven.
Symposium Materialforschung - Neue Werkstoffe 2.-4.11.1994,
S. 24-43
- /Zeuner93/ Zeuner, N.; Fuchs, H.:
Einsatz von Aluminium- und Magnesiumguß im Leichtbau
Ingenieur-Werkstoffe 5 (1993) 4, S. 42-46

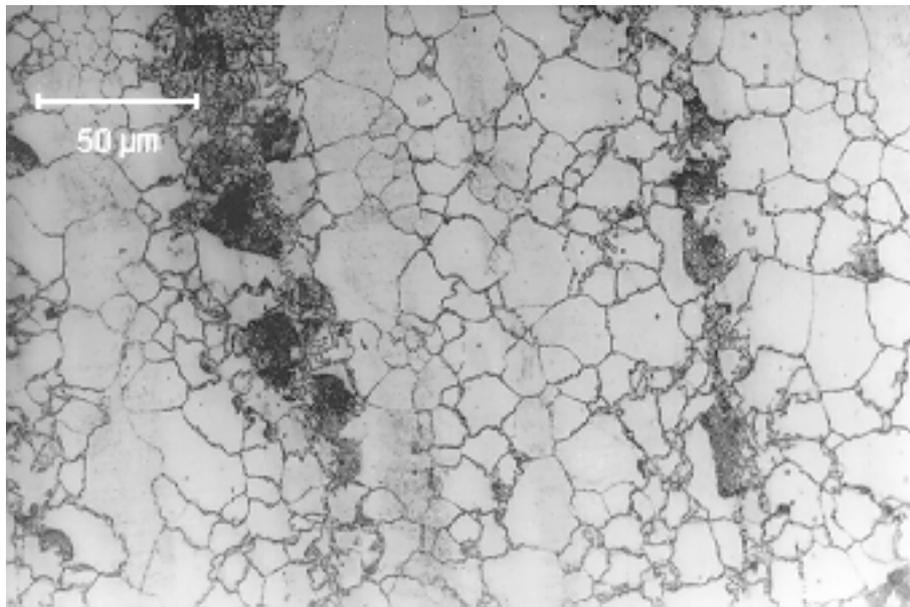
10 Anhang

Bild A1: Schliffbild der Legierung AZ80 längs zur Strangpressrichtung

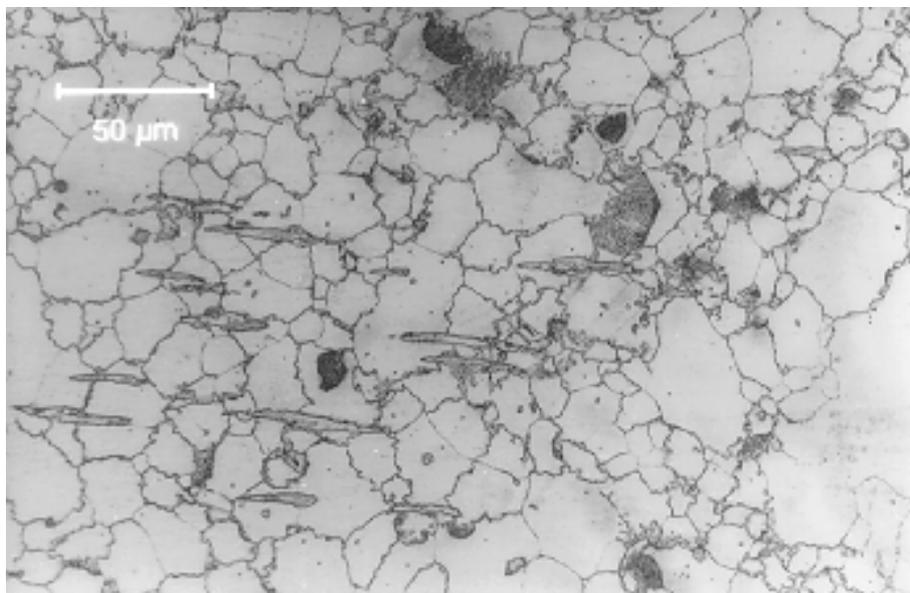


Bild A2: Schliffbild der Legierung AZ80 quer zur Strangpressrichtung

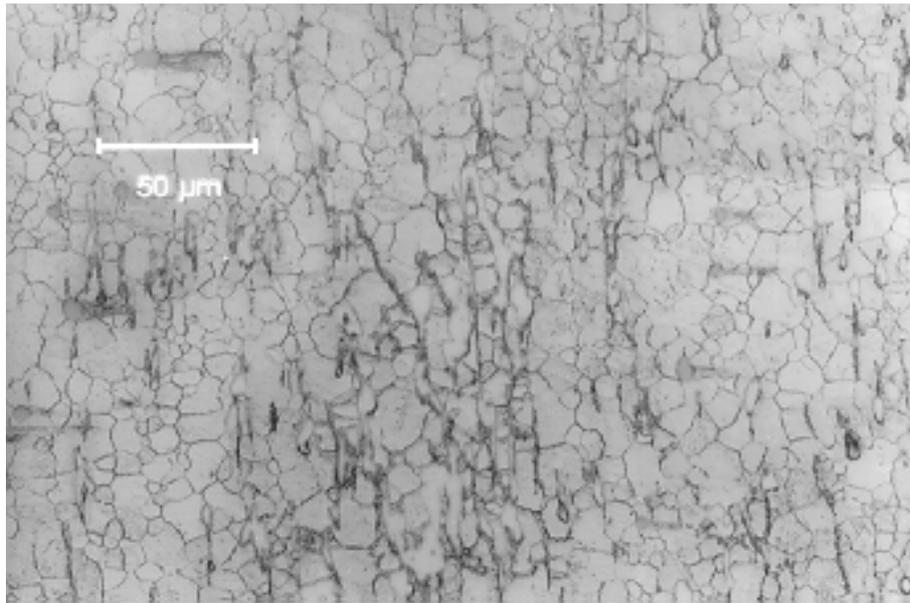


Bild A3: Schliffbild der Legierung AZ80+0,2m%Ca längs zur Strangpressrichtung

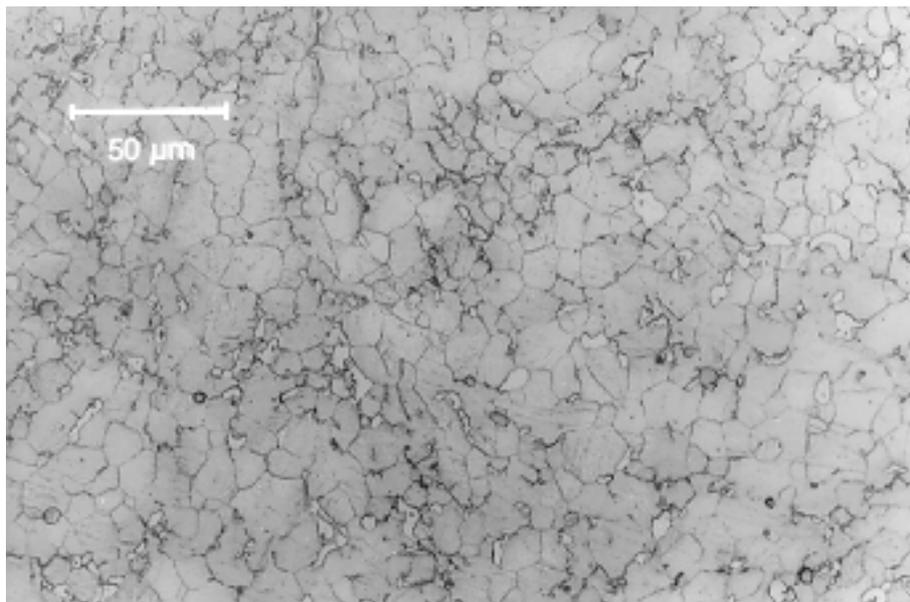


Bild A4: Schliffbild der Legierung AZ80+0,2m%Ca quer zur Strangpressrichtung

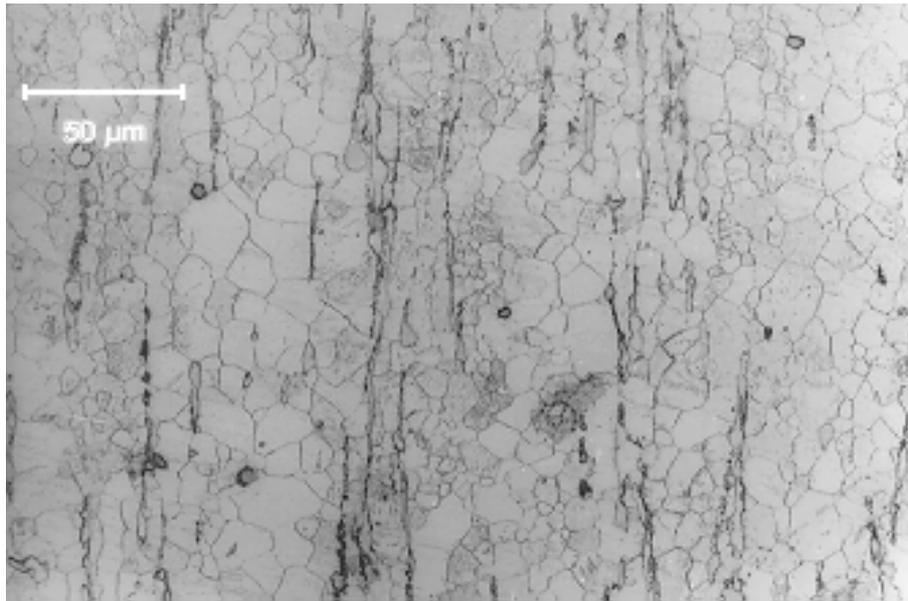


Bild A5: Schlibbild der Legierung AZ80+0,5m%Ca längs zur Strangpressrichtung

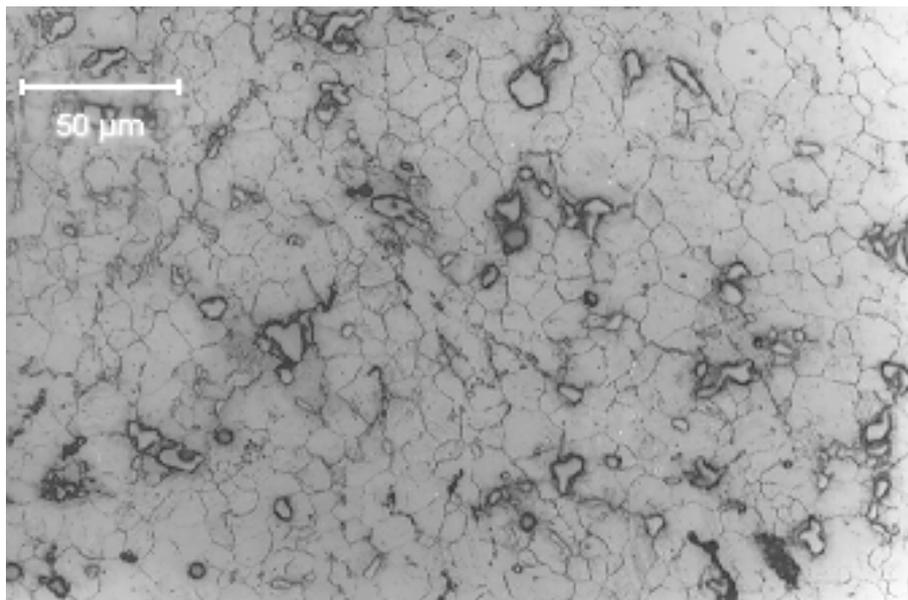


Bild A6: Schlibbild der Legierung AZ80+0,5m%Ca quer zur Strangpressrichtung

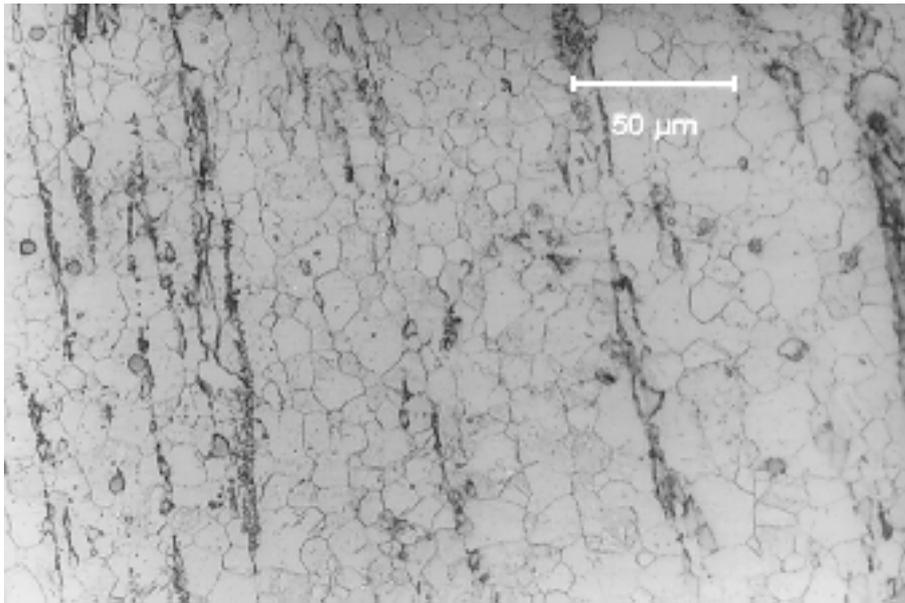


Bild A7: Schliffbild der Legierung AZ80+1m%Ca längs zur Strangpressrichtung

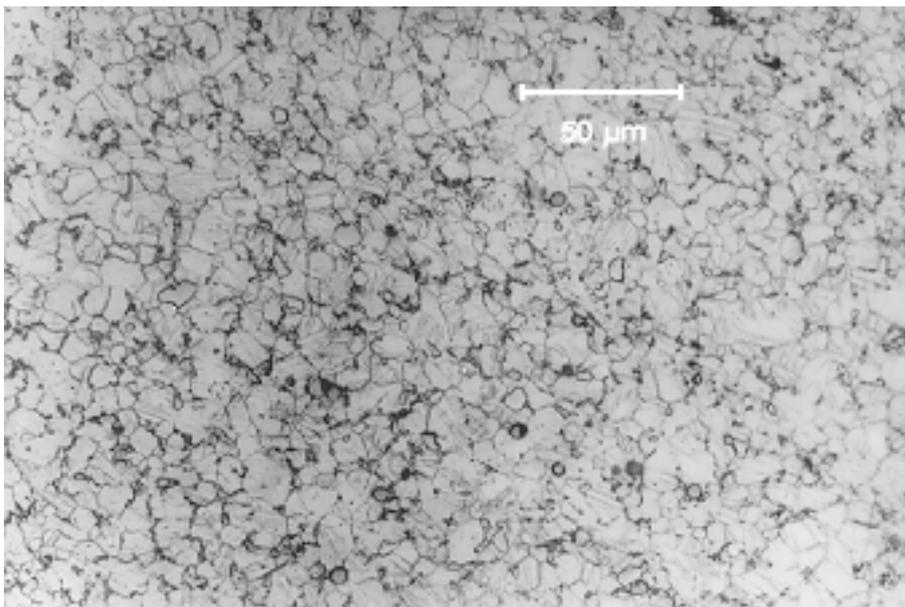


Bild A8: Schliffbild der Legierung AZ80+1m%Ca quer zur Strangpressrichtung

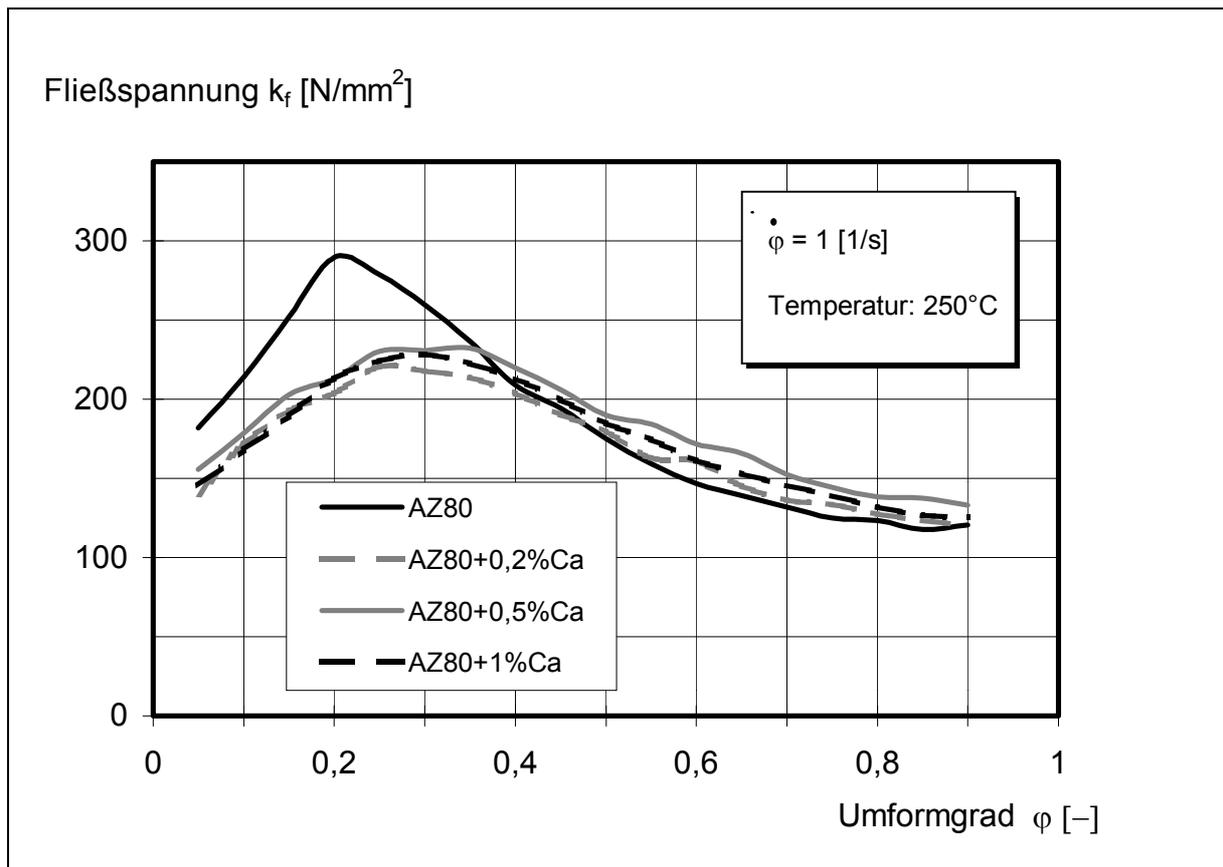


Bild A9: Fließkurven bei $T = 250$ °C und $\dot{\varphi} = 1$ s⁻¹ für verschiedene AZ80-Legierungen

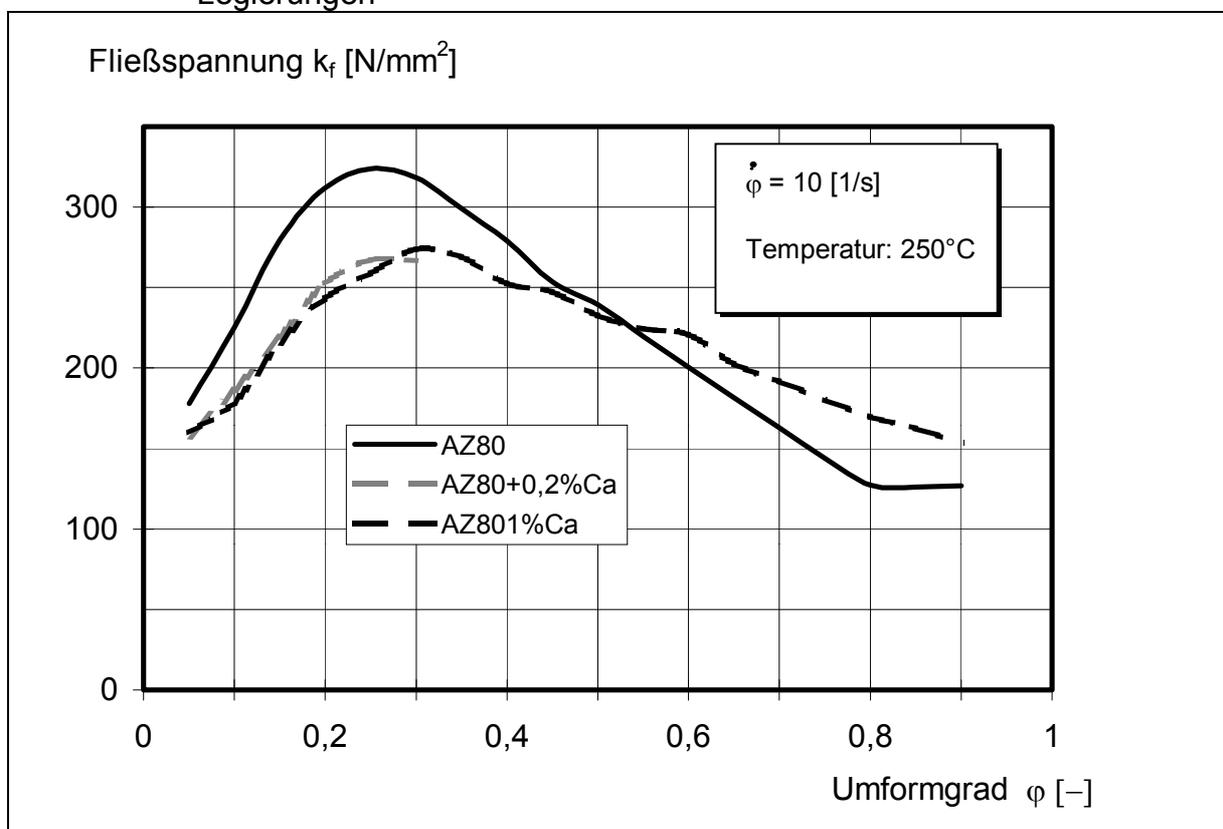


Bild A10: Fließkurven bei $T = 250$ °C und $\dot{\varphi} = 10$ s⁻¹ für verschiedene AZ80-Legierungen

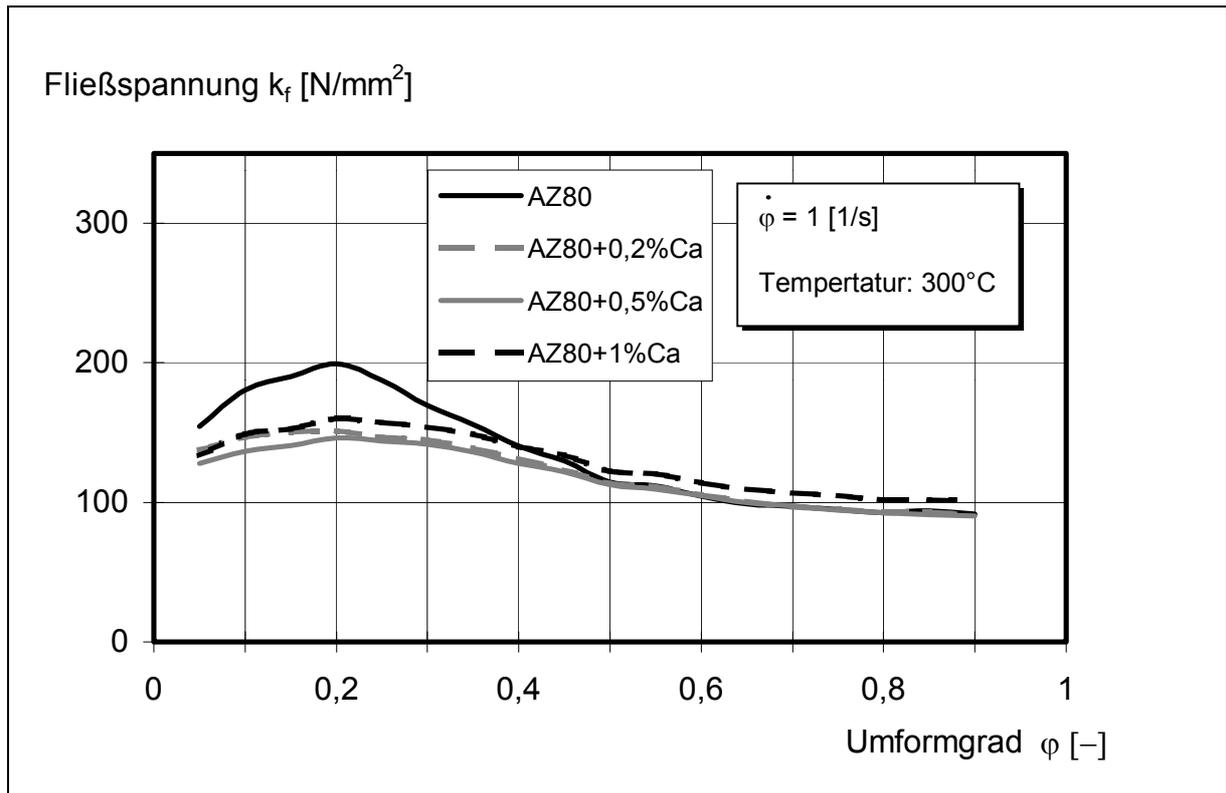


Bild A11: Fließkurven bei $T = 300$ °C und $\dot{\varphi} = 1$ s⁻¹ für verschiedene AZ80-Legierungen

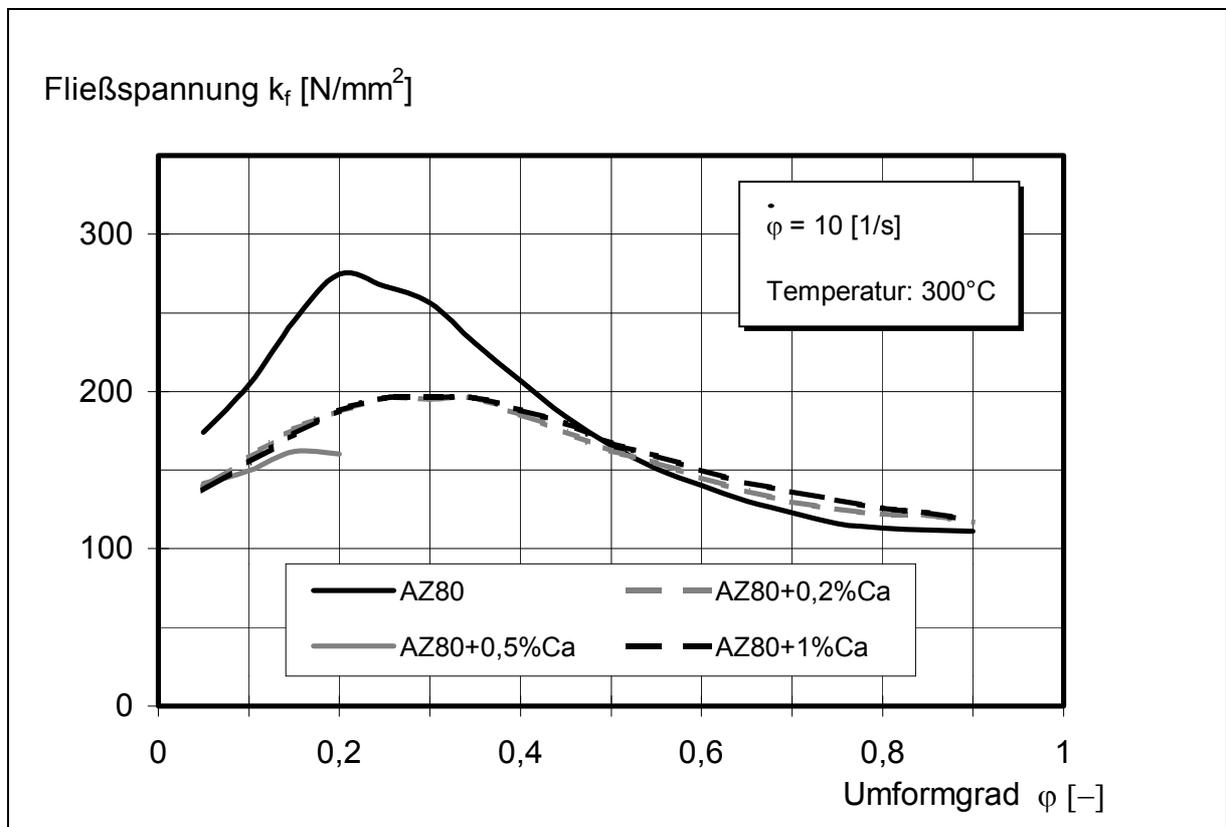


Bild A12: Fließkurven bei $T = 300$ °C und $\dot{\varphi} = 10$ s⁻¹ für verschiedene AZ80-Legierungen

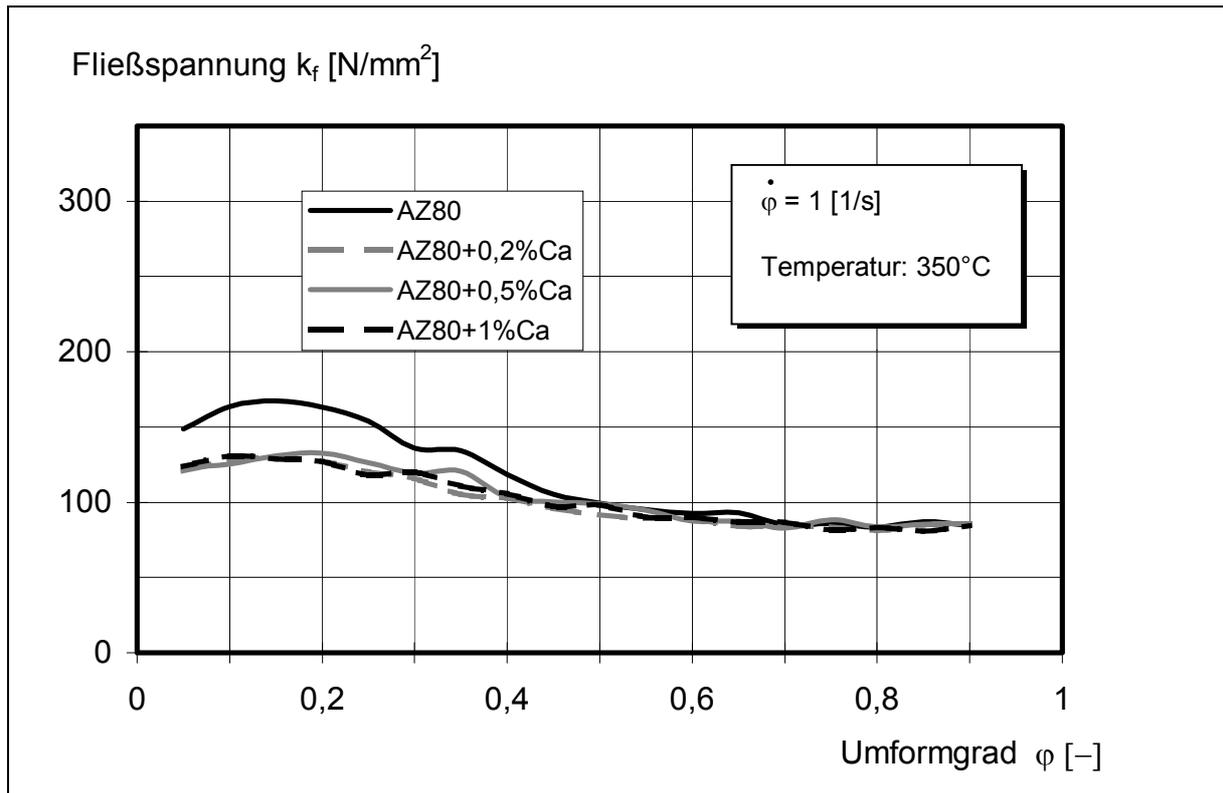


Bild A13: Fließkurven bei $T = 350$ °C und $\dot{\varphi} = 1$ s⁻¹ für verschiedene AZ80-Legierungen

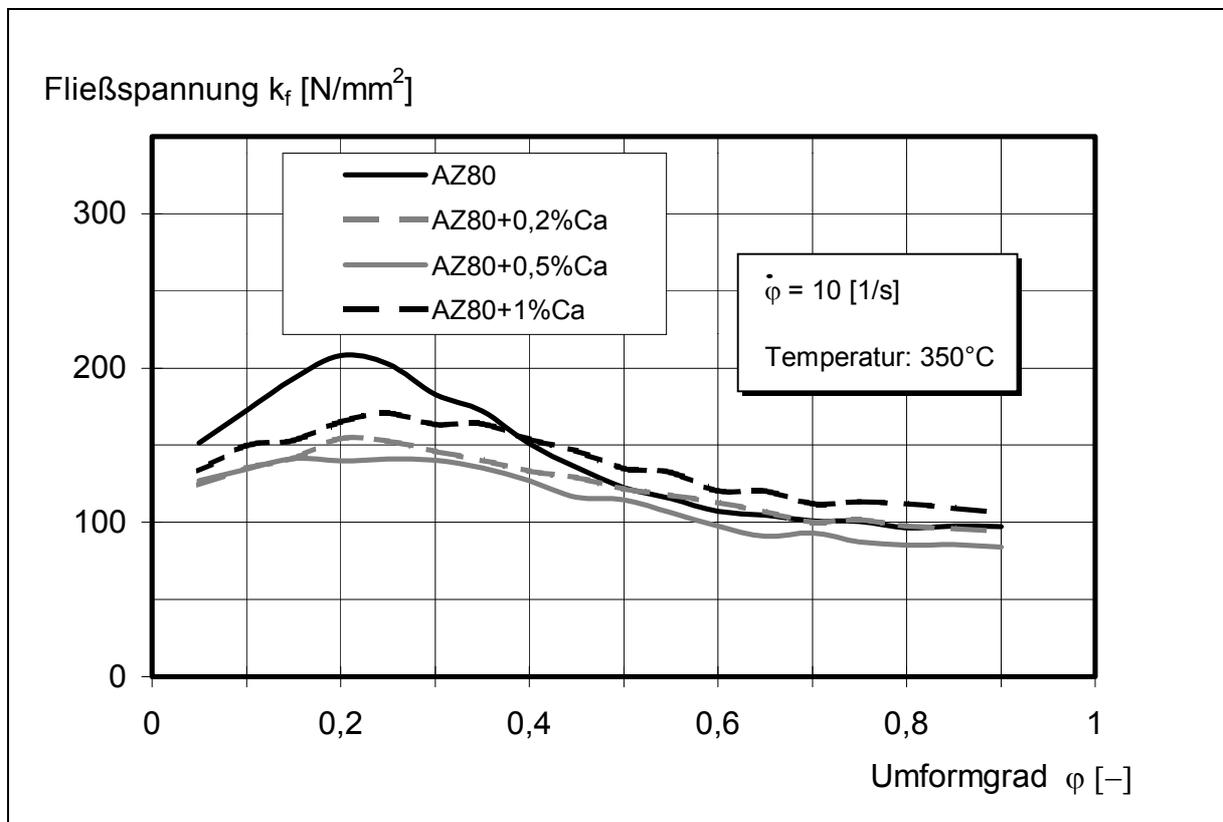


Bild A14: Fließkurven bei $T = 350$ °C und $\dot{\varphi} = 10$ s⁻¹ für verschiedene AZ80-Legierungen

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Stefan Janssen
Geburtsdatum: 23/09/1967
Staatsangehörigkeit: deutsch
Geburtsort: Aachen
Familienstand: ledig

Ausbildung

1974-1978 Katholische Grundschule Übach
1978-1987 Städtisches Gymnasium Übach-Palenberg
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
1987-1988 Grundwehrdienst: Kraftfahrzeug- und Panzerschlosser in Hamburg und Düren
1988-08/1995 Studium der Metallurgie und Werkstofftechnik an der RWTH Aachen, Vertiefungsrichtung Werkstoffwissenschaften
Abschluss: Diplom
WS 1995 Aufbaustudium der Umweltwissenschaften an der RWTH Aachen, Studienbaustein Abfall und Recycling

Beruflicher Werdegang

01/1991-12/1995 Wissenschaftliche Hilfskraft am Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der RWTH Aachen, Abteilung Metallurgie von Eisen und Stahl
10/1995-04/1996 Mitarbeiter der Geschäftsleitung des Carolus Magnus Centrum für Umwelttechnologie in Übach-Palenberg
05/1996-12/2000 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) der Universität Hannover, Abteilung Schmieden
seit 01/2001 Mitarbeiter der Siemens Power Generation (PG) AG im Bereich der Konstruktion und Entwicklung von Gasturbinen und GUD-Anlagen, Mülheim an der Ruhr