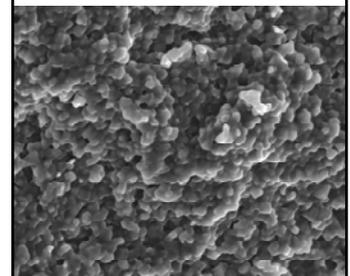
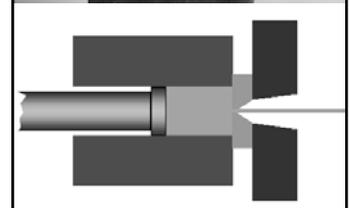
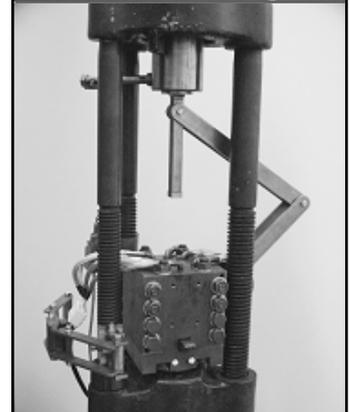
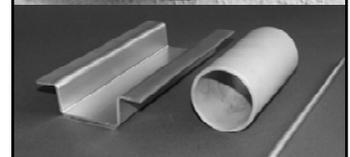
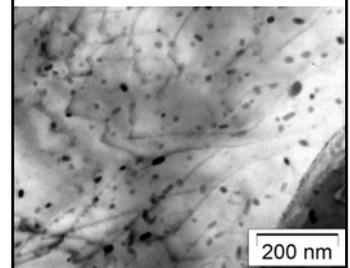
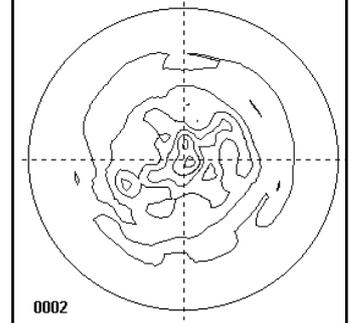
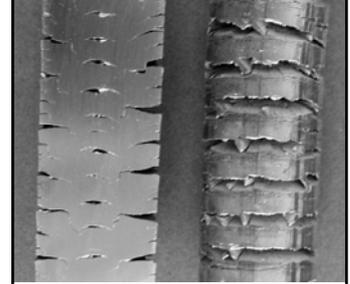
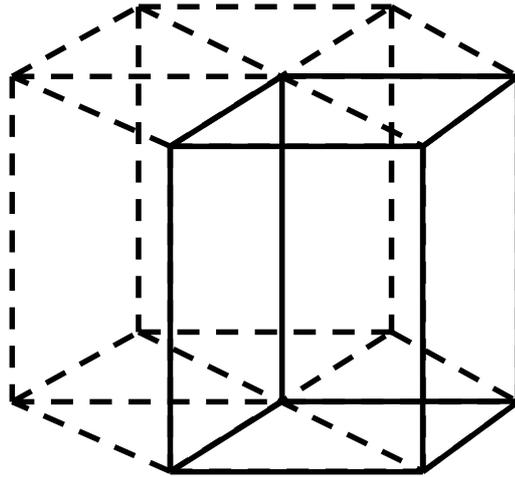


Untersuchungen zur Entwicklung einer magnesiumgerechten Strangpresstechnologie

Jan-F. Lass



Untersuchungen zur Entwicklung einer
magnesiumgerechten Strangpresstechnologie

Dipl.-Ing. Jan-F. Lass

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Alle Rechte, auch das des Nachdruckes, der Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung des vollständigen Werkes oder von Teilen davon, sind vorbehalten.

© Jan-F. Lass, 2005
Am Angelkamp 87
D-48167 Münster
Kontakt@JanLass.de

ISBN 3-8334-3428-7

Herstellung und Verlag:
Books on Demand GmbH, Norderstedt

2005

Untersuchungen zur Entwicklung einer magnesiumgerechten Strangpresstechnologie

Von der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Hannover
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Jan-F. Lass

geboren am 20.06.1969 in Münster (Westf.)

2005

1. Referent:: Professor Fr.-W. Bach
2. Referent:: Professor B.-A. Behrens
3. Referent:: Professor G. P. Merker
- Vorsitzender: Professor H.-D. Haferkamp

Tag der Promotion: 16. Juni 2005

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Magnesiummetallurgie am Institut für Werkstoffkunde der Universität Hannover.

Daher gilt mein Dank meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Fr.-W. Bach, dem Direktor des Instituts für Werkstoffkunde, sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. Dr. med. h.c. H.-D. Haferkamp, dem ehemaligen Direktor des Instituts für Werkstoffkunde, die mir diese Dissertation ermöglicht haben. Des Weiteren bedanke ich mich bei Prof. B.-A. Behrens und Prof. G.P. Merker für die Übernahme der Koreferate.

Weiterhin möchte ich mich bei allen Kollegen, Mitarbeitern und wissenschaftlichen Hilfskräften des Instituts für Werkstoffkunde für die sehr freundschaftliche, kameradschaftliche und gute Zusammenarbeit sowie ihre Unterstützung während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter bedanken. Hervorheben möchte ich insbesondere die Kollegen der Fachgruppe Magnesiummetallurgie und Nichteisengießtechnologie. Ein besonderer Dank gilt den Damen und Herren der Werkstatt, der Metallographie, der Analysentechnik und der Werkstoffprüfung. Sie haben durch ihre tatkräftige und oft auch kurzfristige Unterstützung entscheidend nicht nur zum Gelingen dieser Arbeit sondern meiner gesamten Tätigkeit am Institut beigetragen. Auch bei den zahlreichen Kollegen der übrigen PZH-Institute, mit denen ich in den letzten Jahren zusammengearbeitet habe, möchte ich mich bedanken.

Herrn Dr. K. Müller möchte ich für die Möglichkeit zur Nutzung der Forschungsstrangpresse am FZS sowie für die zahlreichen Anregungen danken.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft und dem Bundesministerium für Bildung und Forschung sei an dieser Stelle ebenfalls für die Förderung der Magnesiumtechnologie als Basis für die Entwicklungen dieser Arbeit gedankt.

Besonderer Dank gilt meiner gesamten Familie, die mir diese akademische Ausbildung ermöglicht hat und mich in meinem Werden und meinen Entscheidungen immer unterstützte.

Kurzzusammenfassung

Magnesium ist der leichteste aller metallischen Konstruktionswerkstoffe und annähernd unbegrenzt verfügbar. Insbesondere Knetlegierungen aus Magnesium besitzen zum Teil sehr gute mechanische Eigenschaften, wobei die Kennwerte durch den Umformprozess erheblich beeinflusst werden können.

In der vorliegenden Arbeit werden die werkstoffspezifischen Eigenschaften von Magnesium insbesondere für den umgeformten Zustand, mit Schwerpunkt auf dem Strangpressen, dargestellt. Zudem wird das Strangpressen als eines der wichtigsten Umformverfahren für Aluminiumwerkstoffe mit seinen Möglichkeiten und Grenzen beschrieben. Darüber hinaus wird das ECAP-Verfahren (Equal Channel Angular Pressing) als Sonderverfahren zur Einstellung sehr homogener und feinkörniger Gefügestrukturen vorgestellt.

Im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden die verschiedenen Einflussparameter des Strangpressens von Magnesiumlegierungen in drei Gruppen unterteilt: Ausgangsmaterial, Strangpressprozess und mögliche Nachbehandlungen. Die Bewertung der Parameter erfolgt dabei auf der Grundlage von zwei generellen Kriterien: Mechanische Eigenschaften des Strangpressproduktes und Wirtschaftlichkeit des Prozesses.

Auf dieser Grundlage werden die verschiedenen Aspekte untersucht und bewertet. Dabei zeichnen sich komplexe und zum Teil auch sehr konträre Zusammenhänge zwischen den variierbaren Parametern ab. Sollte z.B. zur Reduzierung der Press- und Anfahrkräfte die Prozesstemperatur angehoben werden, so erfordert dem gegenüber die Einstellung guter mechanischer Kennwerte eine Senkung der Prozesstemperatur und die Einstellung niedriger Pressgeschwindigkeiten.

Die vorliegende Arbeit schafft eine grundlegende Basis für zukünftige Entwicklungen und zeigt dabei sehr deutlich die Potenziale von stranggepressten Magnesiumlegierungen. Darüber hinaus werden zahlreiche Wechselwirkungen zwischen den Strangpressparametern und den Profileigenschaften dargestellt, was zu einer wesentlichen Erweiterung des Verständnisses der magnesiumspezifischen Zusammenhänge beim Strangpressen führt.

Schlagworte: Strangpressen, Magnesium, Zweiwuchs, ECAP, ECAE, $\text{Al}_3\text{Mn}_4\text{Si}_5$

Abstract

Magnesium is the lightest metallic construction material and offers a nearly unlimited availability. Especially magnesium wrought alloys show very good mechanical properties and furthermore the characteristic values can be influenced considerably by the forming process.

In this thesis the peculiarities of the material magnesium especially in the deformed condition and with main emphasis on the extrusion process, will be shown. Furthermore extrusion will be described as one of the most important forming processes for aluminium materials with its possibilities and limits. In addition the ECAP-process (Equal Channel Angular Pressing) as a special treatment for the adjustment of homogenous and fine-grained structures will be presented.

The different process parameters of the extrusion of magnesium alloys are divided into three groups within this thesis: feedstock, extrusion process and possible subsequential treatment. The evaluation of the parameters is carried out on basis of two fundamental criterions: mechanical properties of the extruded product and economic efficiency of the process.

On this basis the different aspects are tested and evaluated. Complex correlations can be seen between the different parameters which partly are very contrary. For example the process temperature can be increased in order to reduce the pressing- and starting forces. On the other hand the adjustment of high mechanical properties requires a decrease of the process temperature and low pressing speeds.

This thesis may serve as a fundamental basis for future survey and clearly shows the potentials of extruded magnesium alloys. Furthermore several correlations between the extrusion process and the profile properties are clearly shown. This leads to an essential expansion of the understanding for magnesium specific behavior during the extrusion process.

Keywords: extrusion, magnesium, ECAP, ECAE, $\text{Al}_3\text{Mn}_4\text{Si}_5$

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Formelzeichen	III
1 Einleitung	1
2 Stand von Wissenschaft und Technik	4
2.1 Strangpressen	4
2.1.1 Verfahrensprinzipien	5
2.1.2 Werkzeugsysteme	11
2.1.3 Kontrolle des Materialflusses	13
2.1.4 Prozesssteuerung und Gefügeausbildung	18
2.2 Magnesium	24
2.2.1 Werkstoffphysikalische und -metallurgische Grundlagen	24
2.2.2 Legierungen des Magnesiums	31
2.2.3 Gießtechnische Verarbeitung	33
2.2.4 Stranggepresste Magnesiumhalbzeuge	34
2.2.4.1 Einfluss des Umformgrades	35
2.2.4.2 Einfluss der Umformgeschwindigkeit und der Umformtemperatur	36
2.2.4.3 Anisotropie und Asymmetrie umgeformter Magnesiumwerkstoffe	37
3 Ausgangssituation, Zielsetzung und Arbeitsprogramm	41
4 Anlagen und Verfahren	44
4.1 Strangpressen	44
4.2 ECAE/ ECAP	47
5 Versuchsmethodik	48
5.1 Ausgangsmaterial	49
5.2 Bewertung der Pressprozesse	50
5.2.1 Strangpressprozess	50
5.2.2 ECAE-Prozess	51
5.3 Experimentelle Analysemethoden	51
5.3.1 Strukturanalytik	51
5.3.2 Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften	55
5.3.3 Charakterisierung des Umformvermögens	56

6	Experimentelle Ergebnisse	58
6.1	Einfluss verschiedener Prozessparameter beim Strangpressen	58
6.1.1	Legierungszusammensetzung	58
6.1.2	Qualität der Pressblöcke	71
6.1.2.1	Gießtechnische Herstellung	71
6.1.2.2	Korngröße	75
6.1.3	Prozesstemperatur	78
6.1.4	Pressgeschwindigkeit	83
6.1.5	Werkzeuggeometrie	93
6.1.6	Vorkammer	96
6.1.7	Strangabkühlung	111
6.2	Einfluss verschiedener Prozessparameter beim ECAE/ ECAP	116
6.2.1	Verfahrensrouten	116
6.2.2	Prozesstemperatur	120
6.2.3	Schmierstoff	122
6.2.4	Werkzeuggeometrie	127
6.2.5	Wärmebehandlung	128
6.2.6	Ergebnisbetrachtung	130
7	Zusammenfassung, Diskussion und Ausblick	134
7.1	Zusammenfassung	134
7.2	Diskussion und Ausblick	139
8	Literatur	141

Abkürzungen und Formelzeichen

Lateinische Buchstaben

Abkürzung	Einheit	Bedeutung
A	[%]	Bruchdehnung
a	[s/mm]	Empirisch ermittelter Faktor
A_{OVK}	[mm ²]	Durchbruchquerschnittsfläche des Werkzeuges ohne Vorkammer
ASTM		American Society for Testing and Materials
a(T)	[cm ² s]	Temperaturleitfähigkeit
A_{VK}	[mm ²]	Querschnittsfläche der Vorkammer
A_I	[mm ²]	Eingangsquerschnittsfläche des Blockes
A_{II}	[mm ²]	Ausgangsquerschnittsfläche des Strangpressprofils
b	[mm]	Profilbreite
c/a	[-]	Achsenverhältnis der hexagonalen Elementarzelle
c_1	[N/K]	Erweichungskoeffizient
c_2	[N]	Linear extrapolierte Presskraft für eine Profiltemperatur von 0°C (legierungsabhängig)
c_p	[J/cm ⁻³ K]	Spezifische Wärmekapazität
d	[mm]	Vorkammerbreite
D	[mm]	Prüfkugel-Durchmesser
d_B	[mm]	Blockdurchmesser
d_m	[mm]	Mittlerer quadratischer Korndurchmesser
d_0	[mm]	Probendurchmesser
d_I	[mm]	Eingangsdurchmesser des Blockes
d_{II}	[mm]	Ausgangsdurchmesser des Strangpressprofils
E	[J]	Über den Presstempel eingebrachte Energie
ECAE/ ECAP		Equal Channel Angular Extrusion/ Pressing (Querschnittskonstante Winkelpressung)
EDX		Energiedispersive Röntgenanalyse
F	[N]	Kraft
F_M	[N]	Matrizenkraft
F_R	[N]	Reibkraft = Rezipientenkraft
F_{St}	[N]	Stempelkraft
$F_{St 100}$	[N]	Stempelkraft bei einem Stempelweg von 100 mm

Abkürzung	Einheit	Bedeutung
$F_{St\ max}$	[N]	Maximale Stempelkraft
G	[-]	Korngrößen-Kennzahl
h	[mm]	Augenblickliche Probenhöhe
hex		Hexagonale Gitterstruktur
hdp		Hexagonal dichteste Packung
h_0	[mm]	Ausgangs-Probenhöhe
l	[μ m]	Korndurchmesser
IHU		Innen-Hochdruck-Umformung
K	[%]	Kraftüberhöhung im Anfahrprozess
k	[MPa \sqrt{m}]	Widerstand der Korngrenze gegen plastische Verformung im polykristallinen Haufwerk
k_f	[N/mm ²]	Fließspannung
m	[-]	Anzahl der Körner auf einer Fläche von 1 mm ²
mas%	[%]	Massenprozent
m_B	[g]	Masse eines Pressblockes
mrd		Multiples of the Random Distribution
NE-Metalle		Nichteisen-Metalle
ODF		Orientierungs-Dichte-Funktion
oLga		Optimierte Leichtmetallgießanlage
OVK		Ohne Vorkammer
PSN		Particle Stimulated Nucleation
r	[MPa]	Absoluter Asymmetriekennwert
R_a	[mm]	Außenradius
RD		Bezugsachse bei der Texturbestimmung und -darstellung
REM		Rasterelektronenmikroskop
R_i	[mm]	Innenradius
R_m	[MPa]	Mindestzugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	Dehngrenze
r_{90}	[-]	Asymmetriequotient der Zugfestigkeiten
s_B	[cm]	Pressblocklänge
T	[°C]	Temperatur
t	[mm]	Vorkammertiefe

Abkürzung	Einheit	Bedeutung
TD		Bezugsachse bei der Texturbestimmung und -darstellung
TEM		Transmissionselektronenmikroskop
T_0	[K]	Ausgangstemperatur des Pressblocks
T_{\max}	[K]	Maximale Temperatur
ΔT_{\max}	[K]	Maximale Temperaturerhöhung des Pressblockes
T_B	[°C]	Blocktemperatur
T_R	[°C]	Rezipiententemperatur
$T_{\text{Rekr.}}$	[K]	Rekristallisationstemperatur
T_S	[°C]	Schmelztemperatur
T_{WZ}	[°C]	Werkzeugtemperatur
UPEX		Pressverfahren (upsetting + extruding)
V_{ges}	[-]	Gesamtstrangpressverhältnis
V_{OVK}	[-]	Strangpressverhältnis des Werkzeuges ohne Vorkammer
V_{VK}	[-]	Strangpressverhältnis des Werkzeuges mit Vorkammer
VK		Mit Vorkammer
v_{St}	[mm/s]	Stempelgeschwindigkeit
v_{Wz}	[mm/s]	Werkzeuggeschwindigkeit
x		Variabler Legierungsanteil
XRD		Röntgendiffraktometrie

Griechische Buchstaben

Abkürzung	Einheit	Bedeutung
φ	[-]	Logarithmischer Umformgrad
$\dot{\varphi}$	[1/s]	Umformgeschwindigkeit
ρ	[g/cm ³]	Dichte
ρ_{Mg}	[g/cm ³]	Dichte der Magnesiumlegierung
Λ	[W/(mK)]	Wärmeleitfähigkeit
σ_C	[MPa]	Verformungsbeginn (Dehn- oder Streckgrenze)
σ_{dB}	[MPa]	Mindeststauchfestigkeit
$\sigma_{0d0,2}$	[MPa]	Stauchgrenze
σ_0	[MPa]	Notwendige Spannung zur Einleitung der Versetzungsbewegung im Korn
ε_{dB}	[%]	Bruchstauchung

Magnesiumkomponenten und -legierungen**Legierungskomponenten nach ASTM**

(die Angaben in dieser Arbeit sind in mas%)

A	Aluminium (Al)
E	Seltene Erden im chemischen Sinne, d.h. ohne Yttrium oder Scandium
K	Zirkon (Zr)
M	Mangan (Mn)
W	Yttrium (Y)
Z	Zink (Zn)

1 Einleitung

Das Strangpressen ist neben dem Schmieden und Walzen eines der wichtigsten Verfahren zur Umformung von Metallen. Dabei findet dieses Verfahren bei Kupfer- und insbesondere bei Aluminiumwerkstoffen Anwendung, doch auch Werkstoffe wie Titan und Stahl lassen sich durch Strangpressen umformen.

Das Verfahrensprinzip des Strangpressens geht auf eine Konstruktion des Engländer Joseph Bramah aus dem Jahr 1795 zurück. Aufbauend auf dieser Erfindung wurde 1820 eine erste hydraulische Presse entwickelt. Eine so genannte Strangpresse wurde jedoch erst von Alexander Dicks im Jahr 1894 entwickelt und zum Patent angemeldet. Aus diesem Grund wurde bis spät in die 30er Jahre vom Strangpressen nach dem Dick'schen Verfahren gesprochen [Wei91].

Bis heute hat sich die Anlagentechnik des Strangpressens stark gewandelt. Die anfangs verwendeten wasserhydraulischen Pressen sind heute nahezu vollständig durch ölhydraulische Pressen verdrängt worden. Darüber hinaus haben sich einige Sonderverfahren wie das hydrostatische Pressen oder das Conform-Verfahren entwickelt, die sich jedoch nur für Spezialanwendungen durchgesetzt haben und eher eine untergeordnete Rolle spielen. Lediglich das indirekte Strangpressen hat sich für schwer verpressbare Legierungen durchgesetzt.

Auf den meisten Strangpressanlagen werden Aluminiumlegierungen verpresst. Neben Schmiedehalbzeugen und Strukturprofilen für die Luftfahrt- und die Fahrzeugindustrie werden aufgrund der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit Kühlprofile und Wärmetauscher aus Aluminium stranggepresst. Aber auch für dekorative Anwendungen und tragende Strukturen im Maschinenbau haben sich Aluminiumprofile etabliert. Dabei sind äußerst komplexe Geometrien mit sehr geringen Wandstärken möglich.

Magnesium wurde im Gegensatz zu Aluminium bereits früh in Form von Legierung eingesetzt. Es ist als Rohstoff annähernd unbegrenzt verfügbar. So enthält beispielsweise 1 m³ Meerwasser bis zu 1,3 kg Magnesium. Aus diesem Grund wurde insbesondere in den Jahren des zweiten Weltkrieges in Deutschland sehr intensiv an Magnesium und seinen Legierungen geforscht. Doch auch nach 1945 wurde Magnesium in zunehmendem Maße eingesetzt. Das Haupteinsatzgebiet beschränkte sich jedoch auf Gussanwendungen. Dabei nahm der Fahrzeugbau mit dem Einsatz von Getriebegehäusen im VW-Käfer eine Führungsstellung ein. Zum Ende der 70er Jahre sank der Einsatz von Magnesium mit der Einführung wassergekühlter Motoren aus Aluminium sehr stark ab.

In den letzten Jahren erfuhr Magnesium eine Renaissance. Die Weltproduktion

von Magnesium liegt heute bei etwa 410.000 t pro Jahr. Von dieser Menge werden ca. 42% als Legierungszusatz für Aluminium eingesetzt. 36% des geförderten Magnesiums werden für die Herstellung von Gussteilen, fast ausschließlich Druckguss, verwendet [Buc86, Kai02, Mgt00].

Begründet ist der erneute Zuwachs der Verwendung von Magnesium durch die stark steigenden Energiekosten und die gesetzlichen Vorgaben zur Reduzierung des Schadstoffausstoßes [ADAC03, Wal00]. Nach US-Angaben werden in der Automobilindustrie für eine Gewichtsreduzierung von einem Kilogramm Mehrkosten bis maximal drei Dollar akzeptiert. In der Luftfahrtindustrie hingegen ist man bereit, bis zu 300 Dollar und in der Raumfahrtindustrie sogar bis zu 30.000 Dollar zu zahlen [Sch94]. Hierdurch nimmt die Fokussierung auf den Stoff- und Strukturleichtbau in den letzten Jahren einen immer größeren Raum ein [Bro00, Jam99]. Der Leichtbau führt jedoch letztendlich nicht zu einer tatsächlichen Gewichtsreduzierung der Fahrzeuge, da die gesteigerten Anforderungen an den Fahrkomfort sowie an die passive und aktive Sicherheit in der Summe eine stetige Gewichtszunahme verursachen.

Die Firma Audi gilt aufgrund der Entwicklung des Aluminium-Space-Frames beim A8 und A2 als Vorreiter des stofflichen Leichtbaus. Neben Strangpressprofilen setzt sich der Aluminium-Space-Frame aus Druckgussknoten und Blechen zusammen [Lei00]. Im Jahre 2002 stellte VW das 1-Liter-Versuchsfahrzeug vor, welches eine Rahmenstruktur aus Magnesiumprofilen und -druckgussknoten besitzt. Im Jahre 2004 stellte die Firma Michelin zusammen mit dem Paul Scherrer Institut ein 2-Liter-Auto mit 4 Sitzplätzen vor, welches neben einem Brennstoffzellen-System ebenfalls einen konsequenten Leichtbau verfolgt [Pau04].

Grundsätzlich beschränkt sich momentan der Einsatz von Magnesium im Fahrzeugbau fast ausschließlich auf nicht crashrelevante Druckgussbauteile. In Bereichen von sicherheitsrelevanten Bauteilen wie Crashabsorbern in Pkw-Türen, bei denen eine hohe Duktilität, eine hohe Kerbschlagzähigkeit sowie eine hohe Streckgrenze gefordert ist, stehen Bauteile aus Magnesium den anderen Leichtmetallen bis heute nach [Ben03]. In solchen Anwendungsbereichen können gegossene Magnesiumlegierungen den gestellten Ansprüchen aufgrund ihrer eingeschränkten Festigkeit und Duktilität, die auf das grobe Gussgefüge und die Porosität zurückzuführen sind, nur bedingt gerecht werden [Poll00].

Durch die Verwendung von stranggepressten, geschmiedeten oder gewalzten Bauteilen aus Magnesium-Knetlegierungen können diese Probleme umgangen und das geringe spezifische Gewicht des Werkstoffes ausgenutzt werden. Die umformtechnischen Verfahren sind prädestiniert, die Gebrauchseigenschaften von Magnesiumbauteilen positiv zu beeinflussen. So zeichnen sich die auf diese

Weise hergestellten Werkstücke gegenüber den Gussbauteilen durch ein feinkörnigeres Gefüge und daraus resultierende bessere mechanische Eigenschaften aus. Das Strangpressen bietet für die Herstellung von Profilen aus Magnesium ein großes Potenzial. Durch dieses Verfahren ist es möglich, endkonturnahe Bauteile mit engen Maß- und Formtoleranzen in nur einem Produktionsschritt herzustellen. Insbesondere das Verfahren des 3-D-Pressens und das IHU-Verfahren (Innen-Hochdruck-Umformung) ermöglichen die kostengünstige Herstellung verschiedener Geometrien [Bet95, Boh03, Kla02].

Das Strangpressen von Magnesium ist mit verschiedenen Nachteilen verbunden, welche einer breiten industriellen Anwendung dieses Herstellungsprozesses entgegen stehen:

- Hohe Presskräfte und hohe Anfahrkräfte
- Geringe maximale Pressgeschwindigkeiten
- Niedrige Umformgrade
- Keine dünnen Wandstärken

Zusätzlich zeigen die stranggepressten Halbzeuge aus Magnesium negative Werkstoffeigenschaften:

- Ausgeprägte Asymmetrie bzgl. mechanischen Kennwerte in Hinblick auf die Lage der Belastungsrichtung zur Strangpressrichtung
- Deutliche Zug-/ Druck-Anisotropie => verminderte mechanische Eigenschaften bei Druckbeanspruchung
- Inhomogene Korngrößenverteilung
- Oberflächenverfärbungen

Obwohl bis zur Mitte des letzten Jahrhunderts Magnesiumlegierungen stranggepresst wurden und vermutlich ein hoher Erfahrungsschatz vorlag, sind aus dieser Zeit mit wenigen Ausnahmen annähernd keine Veröffentlichungen hierzu bekannt [BIO44]. Insbesondere gibt es bezüglich des Einflusses verschiedener Strangpressparameter auf den Prozess selber sowie auf die mechanischen Eigenschaften des Profils bis heute nur sehr wenige Untersuchungen.

Auf Basis dieser Rahmenbedingungen beschäftigt sich diese Arbeit daher mit verschiedenen Strangpressparametern und deren Einfluss auf den Prozess sowie die resultierenden Werkstoffeigenschaften. Dabei werden neben der Umformtechnik die werkstoffphysikalischen Mechanismen analysiert und bewertet. Die Kenntnis der daraus entwickelten Zusammenhänge eröffnet Möglichkeiten zur gezielten anforderungsspezifischen Beeinflussung des Prozesses und zur reproduzierbaren Einstellung gewünschter Werkstoffeigenschaften. Dies lässt eine deutliche Erweiterung des Einsatzspektrums von stranggepressten Magnesiumprofilen – insbesondere im Fahrzeugbau – erwarten.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Strangpressen

Strangpressen wird innerhalb der Druckumformverfahren den Durchdrückverfahren zugeordnet. Nach DIN 8583 gehören zu den Durchdrückverfahren die Umformverfahren Verjüngen, Strangpressen und Fließpressen. Eine kurze Beschreibung des Strangpressens gibt Fritz in [Fri01]:

„Beim Strangpressen wird ein aufgeheizter Block in einem Presszylinder (Rezipient) durch einen Stempel unter hohen Druck gesetzt. Der Werkstoff beginnt zu fließen und tritt durch die Matrizenöffnung als Strang mit einer konstanten Austrittsgeschwindigkeit aus. So entstehen endkonturnahe Halbzeuge in nur einem Produktionsschritt.“

Zu den wichtigsten industriellen Verfahren gehören das direkte Strangpressen, das indirekte und bedingt auch das hydrostatische Strangpressen [Bau01, Leh96, Mue03a, Mue04 Ost98].

Das neben dem Strangpressen eingesetzte Durchdrückverfahren ist das Fließpressen. Strangpressen und Fließpressen sind im Umformmechanismus sehr ähnlich, unterscheiden sich aber in Bezug auf das Werkzeug und die Anlagentechnik, als auch in Bezug auf das Erzeugnis. Während das Strangpressen vornehmlich bei der Herstellung von Voll- und Hohlsträngen (Stangen, Bändern, Stäben, Rohren, Profilen), also bei der Fertigung von Halbzeugen angewandt wird, hat das Fließpressen die Herstellung einzelner Werkstücke zum Ziel. Verbreitet ist das Kaltfließpressen von Stahl oder das Kaltfließpressen von Hülsen, Bechern, Tuben z.B. aus Aluminium oder Zink [Lan02, Lan88a].

Das Strangpressen ist im Gegensatz zu anderen Druckumformverfahren der Halbzeugherstellung ein Umformverfahren mit reinen Druckkräften in allen drei Belastungsrichtungen. Entsprechend hoch sind die im Umformbereich wirkenden mittleren Druckspannungen [Bau01]. Diese Druckspannungen lassen auch die Umformung von Presswerkstoffen zu, die sich wegen ihres eingeschränkten Umformvermögens nicht mit Hilfe anderer Warmumformverfahren, beispielsweise dem Walzen, zu Halbzeugen verarbeiten lassen. Das Durchdrücken des Werkstoffes durch den formgebenden Bereich der Matrize ermöglicht die Erzeugung von Pressstrangquerschnittsgeometrien, die mit keinem anderen Verfahren der Warmumformung hergestellt werden können. Die günstigen Umformbedingungen gestatten darüber hinaus bei Nichteisen-Metallen (NE-Metallen) mit guten Schweißseigenschaften und Werkzeug verträglichen Umformtemperaturen wie beispielsweise Aluminium- und Magnesiumwerkstoffen das Aufteilen des Press-

blocks in mehrere Metallströme und deren Wiederverschweißen im Form gebenden Bereich des Presswerkzeuges zur Rohr- und Hohlprofilherstellung. Die Hohlprofilherstellung wurde damit zu einem Schwerpunkt des Strangpressens. Durch das Block-auf-Block-Pressen wird des Weiteren die Herstellung von Ringrohren mit großen Längen wie beispielsweise Wärmeaustauscher-Rohre aus Aluminium möglich [Bau01].

2.1.1 Verfahrensprinzipien

Industriell ist das direkte und das indirekte Strangpressen sowie für einige Sonderanwendungen das hydrostatische Strangpressen von Bedeutung. Darüber hinaus gibt es noch weitere Strangpressverfahren sowie einige Sonderverfahren.

Direktes Strangpressen

Beim direkten Strangpressen presst ein Stempel, meist mit vorgesetzter Pressscheibe, den Block in einem feststehenden Rezipienten durch ein formgebendes Werkzeug, die Matrize, wobei zwischen Block und Rezipient eine Relativbewegung stattfindet (Bild 1 links). Verfahrenskennzeichnend ist demzufolge die Reibung zwischen Umformgut und Rezipient. Das direkte Strangpressen ist von allen Strangpressverfahren das am häufigsten angewandte. Das Haupteinsatzgebiet des direkten Strangpressens ist das Pressen von Profilen und Rohren aus Aluminium [Mue03a].

Indirektes Strangpressen

Beim indirekten Strangpressen ist die Matrize vor einem hohlen Pressstempel angeordnet und wird bei der Vorwärtsbewegung des hinten verschlossenen Rezipienten gegen den Block gedrückt (Bild 1 Mitte). Zwischen Block und Rezipient findet hierbei keine Relativbewegung statt. Der Vorteil dieses Verfahrens besteht daher im Vermeiden großer Reibungsverluste zwischen Block und Rezipienten, so dass die vorhandene Presskraft vollständig für den Umformvorgang genutzt werden kann. Die Temperaturführung ist über die Stranglänge gleichmäßiger, was zu einer homogenen Gefügeausbildung führt. Der Nachteil besteht darin, dass die maximale Profilgröße im Vergleich zum direkten Strangpressen bei sonst gleicher Pressenauslegung geringer ist, da sich das Werkzeug innerhalb des Rezipienten befindet und das verpresste Profil durch den Hohlstempel geführt werden muss. Die verpressbare Profilgröße wird daher durch den Innendurchmesser des Hohlstempels begrenzt, welcher sich aus der notwendigen Wandstärke ergibt. Das indirekte Strangpressen wird vorwiegend zur Herstellung schwer pressbarer Stangen in Bohr- und Drehqualität verwendet [Ost98]. Es ist zwar prinzipiell seit 1870 bekannt und wurde schon 1930 industriell zum Pressen

von Messing-Halbzeugen eingesetzt, der Durchbruch gelang jedoch erst ab ca. 1960 mit dem Pressen von Messingdrähten und Profilen aus hochfesten Aluminium- und Kupferwerkstoffen [Bau01, Mue03a].

Nach Bauser [Bau01] ergeben sich bei gleicher maximaler Presskraft der Presse für das indirekte Strangpressen gegenüber dem direkten unter der Voraussetzung, dass die Blockeinsatztemperatur gleich der Rezipiententemperatur ist, folgende Vorteile:

- Bei gleichem Produktquerschnitt und gleicher Blockeinsatztemperatur kann der Rezipientendurchmesser vergrößert werden; d.h. das Pressverhältnis kann größer gewählt werden.
- Bei gleichem Produktquerschnitt und gleichem Rezipientendurchmesser kann die Blockeinsatztemperatur gesenkt werden, was zu einer Erhöhung der maximal möglichen Pressgeschwindigkeit führt.

Neben den hier beschriebenen prinzipiellen Verfahren des direkten und indirekten Strangpressens unterscheidet man diese Verfahren noch danach, ob mit oder ohne Schmiermittel, mit oder ohne Schale und ob warm oder kalt, verpresst wird. Je nach Verfahren ergeben sich zum Teil erhebliche Unterschiede unter anderem auch im Fließverhalten des Werkstoffes.

Darüber hinaus beschreibt Thedja [The04] Untersuchungen zum indirekten Strangpressen mit aktiver Reibung. Dieses Verfahren ist gegenüber dem konventionellen Strangpressen durch eine Relativbewegung zwischen Pressbolzen und Rezipient gekennzeichnet. Die Reibung zwischen Bolzen und Rezipient wirkt dabei in Richtung des Werkstoffflusses. Die so hervorgerufene Änderung der Kinematik des Prozesses führt zu einem neuen Fließtyp (vergleiche Abschnitt 6.1.4). Infolge der Reibung entsteht ein intensiver Materialfluss in der peripheren Zone des Bolzens in Strangpressrichtung, dagegen wird der Materialfluss aus der zentralen Zone des Bolzens verzögert.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass sich das direkte Strangpressen heute im Allgemeinen für leicht bis mittelschwer umformbare Werkstoffe etabliert hat, während das indirekte Pressen bei schwer umformbaren Werkstoffen Anwendung findet. Da beim indirekten Pressen nahezu der gesamte Pressdruck zum Umformen des Metalls im Werkzeug genutzt werden kann, ist es möglich, bei konstanten Werten für Rezipiententemperatur, Produktquerschnitt, Pressgeschwindigkeit und Blockeinsatztemperatur, Strangpressanlagen mit verhältnismäßig geringen Presskräften zu verwenden [Wei91].

Hydrostatisches Strangpressen

Beim hydrostatischen Strangpressen wird der Block im Rezipienten von einem Druckmedium umgeben. Der Rezipient wird gegenüber dem Stempel und gegenüber der Matrize abgedichtet, so dass beim Vordringen des Stempels das Druckmedium auf Pressdruck komprimiert werden kann, ohne dass der Stempel den Block berührt (Bild 1 rechts).

Auch während des Pressvorganges berührt der Stempel den Block nicht. Die Geschwindigkeit, mit der der Block sich beim Pressen in Richtung auf die Matrize bewegt, entspricht daher nicht der Stempelgeschwindigkeit, sondern ist proportional zur verdrängten Flüssigkeit. Der Vorteil und das kennzeichnende Merkmal des Verfahrens des hydrostatischen Strangpressens ist die Flüssigkeitsreibung zwischen Block und Rezipient, welche als vernachlässigbar gering angesehen werden kann. Lediglich die Reibung zwischen Umformgut und Matrize ist für den Umformprozess von Bedeutung [Sav00].

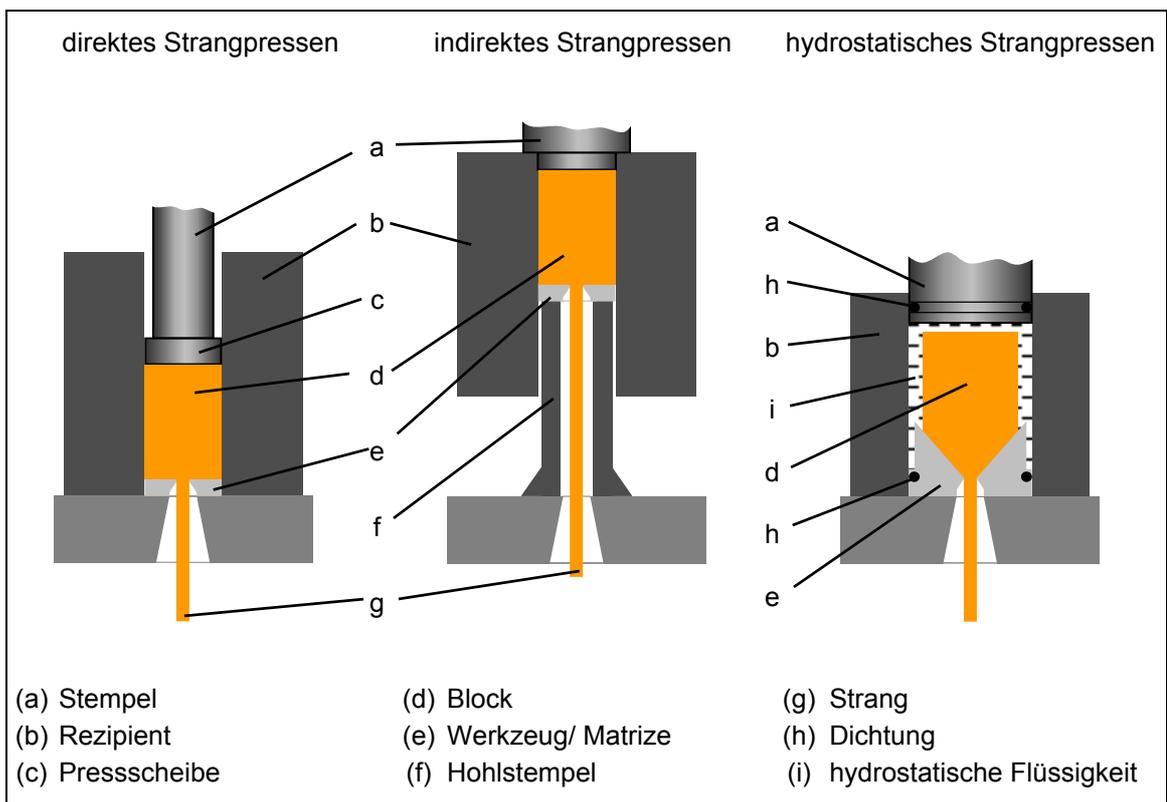


Bild 1: Prinzipielle Darstellung der wichtigsten Strangpressverfahren

Das hydrostatische Strangpressen erfordert eine sorgfältige Vorbereitung. So muss der Pressblock angespitzt werden, damit er zur Matrize hin abdichtet und der hydrostatische Druck aufgebaut werden kann. Weiterhin ist bedingt durch die hydrostatische Flüssigkeit und die damit verbundene Schmierung der Einsatz von Kammer- und Brückenwerkzeugen nicht möglich. Hierdurch werden die

möglichen Profilgeometrien erheblich eingeschränkt. Europaweit existiert derzeit lediglich eine industrielle Presse, die nach diesem Verfahren arbeitet.

Dickfilmverfahren

Das Dickfilmverfahren oder auch Thick-Film- und Hydrofilm-Verfahren wurde aus dem hydrostatischen Strangpressen entwickelt. Hierbei wird die Menge des Druckmediums so gering gehalten, dass der Stempel den Block beim Pressen berühren kann [Bau01, Fio72, Mue03a].

Conform-Verfahren

Das 1971 in England entwickelte Conform-Verfahren (Bild 2) ermöglicht ein kontinuierliches Strangpressen von Voll- und Hohlprofilen, das Plattieren z.B. von Stahldrähten mit Aluminium sowie das Umhüllen von Fasern und das Ummanteln von Kabeln z.B. mit Aluminium. Hierbei wird unter Umhüllen eine nicht form- und/ oder reibschlüssige Verbindung mit der zu umhüllenden Faser (z.B. Lichtleiter) verstanden. Ummanteln bedeutet das Aufpressen eines metallischen Mantels auf das zu ummantelnde Kabel. Beim Conform-Verfahren wird der Pressdruck nicht durch einen Stempel, sondern durch ein Reibrad erzeugt [Ost98, Wei91]. Bei diesem Verfahren sind zahlreiche Varianten bekannt, die sich durch die Strangaustrittsrichtung, die Verwendung von Vorkammern sowie durch die Art des Vormaterials, Granulat oder sogar Schmelze, unterscheiden [Con87, Lan88b, Mad87].

Neben diesen Verfahren gibt es eine Reihe von Sonderverfahren, die zwar im Allgemeinen zu den Strangpressverfahren gezählt werden, doch nicht zwingend dazu dienen, ein bestimmtes Profil bzw. eine bestimmte Geometrie abzubilden. Sie

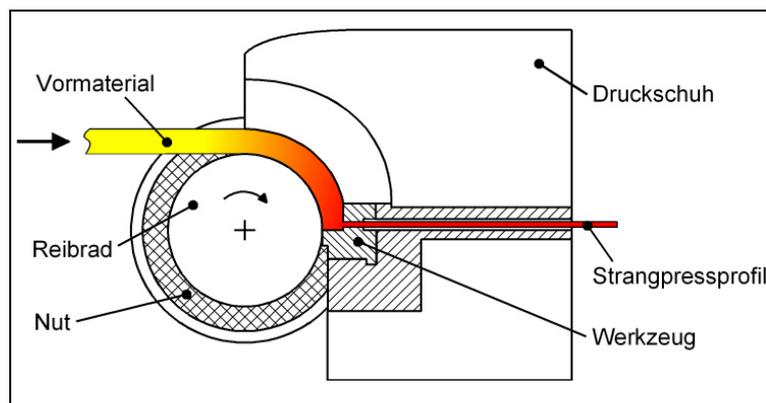


Bild 2: Conform-Verfahren

haben in erster Linie als Ziel, ein feinkörniges, homogenes Gefüge für eine sich anschließende weitere Umformung herzustellen. Dieses kann neben dem Strangpressen auch ein anderes Umformverfahren wie z.B. Schmieden oder Rückwärtsfließpressen sein.

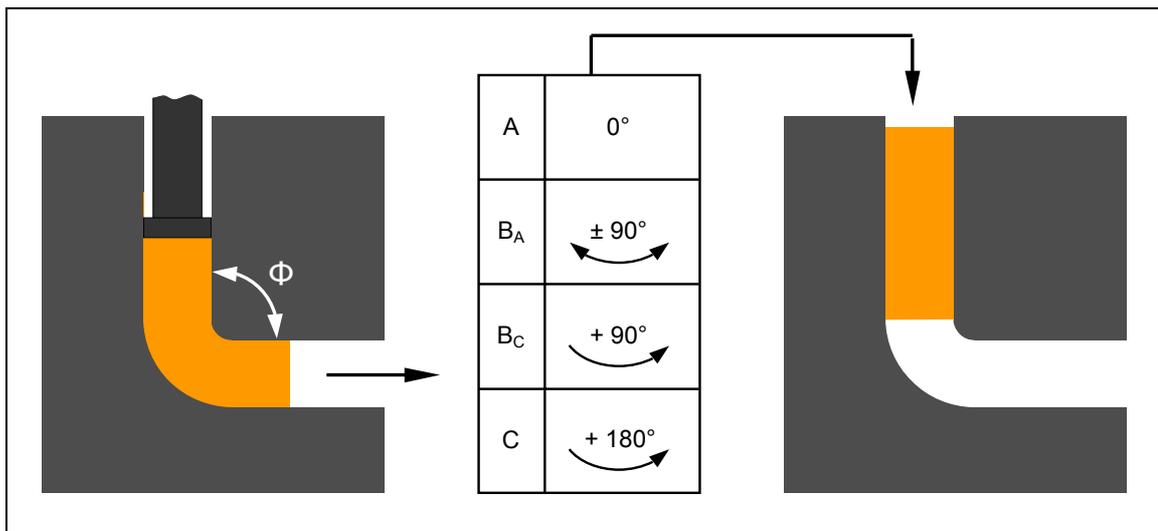


Bild 3: Prinzip des ECAE-Verfahrens mit den verschiedenen Verfahrensrouten

ECAE-/ ECAP-Verfahren

Das ECAE-/ ECAP-Verfahren (Equal Channel Angular Extrusion/ -Pressing) wird im deutschen Sprachraum auch als „querschnittskonstante Winkelpressung“ bezeichnet. Bei diesem Verfahren wird der Werkstoff um einen definierten Winkel bei gleichbleibendem Querschnitt verpresst [Bra03, Sto01]. Es wird eine zumeist rechteckige, massive Probe durch zwei Kanäle mit gleichem Querschnitt und einem Winkel von 90° bis 180° zueinander gepresst (Bild 3). Die Probe wird somit einer überwiegenden Scherverformung unterzogen. Bei entsprechender Prozessführung und mehrmaligem Pressen lassen sich Gefüge mit ultrafeinen Körnern erzielen. Bei wiederholten Durchläufen durch die Matrize stehen vier Routen zur Verfügung, die sich dadurch unterscheiden, wie die Probe für einen erneuten Durchlauf gedreht wird (Bild 3). In Route A wird die Probe ohne Rotation zwischen den Durchläufen verpresst. Bei Route B_A wird die Probe jedes Mal alternierend um 90° vor und zurück um die Pressachse gedreht und in Route B_C wird die Probe in der gleichen Richtung um 90° gedreht. Route C bedeutet eine Rotation der Probe um 180° . Untersuchungen an Aluminium haben gezeigt, dass die Route B_C bereits nach vier Durchläufen zu einem homogenen, äquiaxialen Gefüge mit Großwinkelkorngrenzen und einer durchschnittlichen Korngröße von $1,3 \mu\text{m}$ führen kann [Lan00].

Twist-Extrusion

Das von Zhu erstmalig beschriebene Verfahren der Twist-Extrusion ist ein sehr neues Verfahren zur Kornfeinung [Zhu02]. Hierbei wird ein Pressblock mit rechteckigem Querschnitt nach einem geraden Bereich zur Führung in einen schraubenförmigen Presskanal gepresst und anschließend wieder in einem geraden

Bereich ausgerichtet. Bild 4 verdeutlicht dieses Verfahrensprinzip. Durch diese Verdrehung wird eine Torsion der Probe zur Längsachse hervorgerufen. Somit entsteht eine zum Rand hin stärker werdende plastische Torsionsverformung [Bei03]. Erste Versuche zum Twist-Extrusion-Verfahren von Magnesiumwerkstoffen beschreibt Boehm [Boe05].

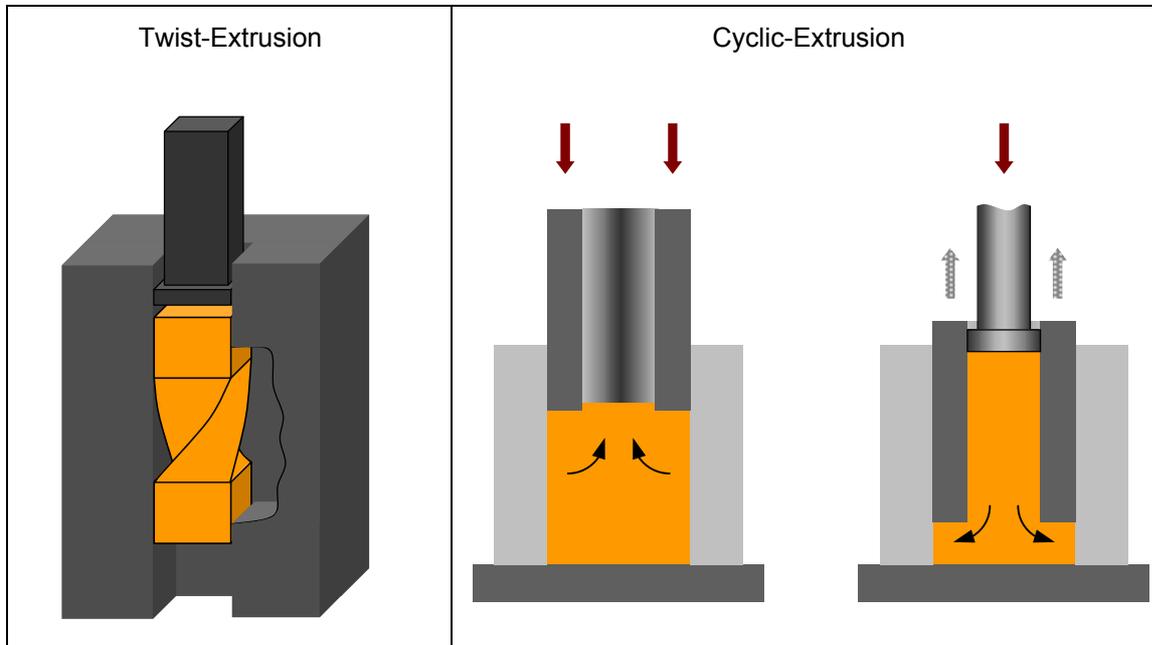


Bild 4: Prinzip des Twist- und des Cyclic-Extrusion

UPEX-Verfahren

Das UPEX-Verfahren (Upsetting-Extruding) ist die Kombination aus einem Aufstauchvorgang und einem Strangpressvorgang. Dieses wird realisiert, indem ein im Querschnitt wesentlich kleinerer Blockdurchmesser gewählt wird als der des Rezipienten. Nach dem Einlegen in den Rezipienten wird der Pressblock aufgestaucht, bis der Block vollständig an der Rezipientenwand anliegt. Erst dann beginnt der eigentliche Pressvorgang. Durch diesen kombinierten Vorgang konnten für Magnesiumlegierungen in Laborversuchen bei angepassten Parametern signifikant verbesserte Werkstoffeigenschaften ermittelt werden [Bac02].

Cyclic-Extrusion

Ein ebenfalls neues Verfahren, welches Zhang in [Zha02] vorstellt und auch zum Patent angemeldet hat, ist das Zyklische Pressen (Cyclic-Extrusion). Auch dieses Verfahren dient dazu, durch mehrmalige plastische Umformung ein homogenes und feinkörniges Gefüge herzustellen. Entgegen den anderen Verfahren kann man hier nicht von Strangpressen sprechen, jedoch eignen sich so behan-

delte Gusshalbzeuge ebenfalls als Vormaterial zum Strangpressen. Das Verfahren beruht auf der Kombination des indirekten Strangpressens in einen Hohlstempel und dem direkten Strangpressen wieder zurück in die Ausgangsform. Bild 4 verdeutlicht dieses Verfahrensprinzip schematisch.

Neben diesen Verfahren gibt es noch eine Reihe weiterer Möglichkeiten wie dem 3-D- oder dem Freiformschmieden. In Bezug auf Magnesiumwerkstoffe eignen sich diese Verfahren jedoch aufgrund der hohen Affinität des Magnesiums zu Sauerstoff nicht. Für diesen Werkstoff sind in aller Regel geschlossene Verfahren vorzuziehen.

2.1.2 Werkzeugsysteme

Bei den konventionellen Strangpressverfahren, dem direkten und indirekten Strangpressen, lassen sich eine Vielzahl von Geometrien abbilden. Dabei sind nicht nur offene Profile möglich, sondern aufgrund der Verschweißbarkeit auch Hohl- und Mehrkammerprofile. Dieses ist durch die Verwendung von Kammer- und Brückenwerkzeugen möglich.

Strangpresswerkzeuge lassen sich nach Bauser [Bau01] allgemein einteilen in Werkzeuge, die unmittelbar an der Formgebung des Presswerkstoffes beteiligt sind, die mittelbar beteiligt sind und die Hilfs- und Stützfunktionen erfüllen.

Zur **ersten Gruppe** zählen Pressmatrizen, Kammer- und Brückenwerkzeuge sowie Pressdorne. Diese Presswerkzeuge kommen mit dem auf Umformtemperatur erwärmten Presswerkstoff direkt in Kontakt.

Die **zweite Gruppe** umfasst Presswerkzeuge, die keine formgebende Funktion erfüllen, gleichwohl aber mittelbar an der Formgebung beteiligt sind wie z.B. die Rezipientenbuchse, der Pressstempel, die Pressscheibe oder die Dornstange.

Die **dritte Gruppe** beinhaltet Hilfswerkzeuge wie Matrizenhalter und Werkzeughalter.

Innerhalb der ersten Gruppe, also der unmittelbar an der Formgebung des Werkstoffes beteiligten Presswerkzeuge, wird nach Müller [Mue03a] aufgrund der unterschiedlichen Profile zwischen drei Arten unterschieden:

- Normalmatrizen oder auch Flachmatrizen mit und ohne Vorkammer für die Herstellung von offenen oder Vollprofilen (z.B. Stangen).
- Rohrwerkzeugen für die Herstellung von Rund- oder Formrohren sowie von

Hohlprofilen, bestehend aus einer Normalmatrize oder Flachmatrize zur Formgebung der Außenkontur des Rund- oder Formrohres und dem in die Normalmatrize hineinragenden Dorn zur Formgebung der Innenkontur.

- Spezialmatrizen wie Kammer- und Brückenwerkzeuge für die Herstellung von Hohlprofilen und dünnwandigen Rohren großer Länge. Diese Werkzeuge vereinen unmittelbare äußere sowie innere Formgebung.

Bei der Herstellung von Rund- oder Formrohren mittels eines Rohrwerkzeuges mit feststehendem Dorn wird der Dorn in der Presse gehalten und kann über die Pressensteuerung zum Lochen des Barren und Positionieren bewegt werden. Dicke Rohre oder gelochte Blöcke werden auf diese Weise zu dünnem Rohr umgeformt. Eine Variante dieses Verfahrens ist das Pressen mittels feststehendem Dorn. Die so hergestellten Rohre sind nahtlos, d.h. sie besitzen keine Strangpressnähte. Im Gegensatz dazu weisen Strangpressprofile, welche mittels Kammer- oder Brückenmatrizen hergestellt wurden, Strangpressnähte auf. Solche Werkzeuge bestehen im Allgemeinen aus zwei Teilen, dem Werkzeugober- und -unterteil. Das Oberteil sorgt mit seinen Dornen für die innere Formgebung, während das Unterteil für die äußere Formgebung verantwortlich ist. Im Werkzeugoberteil befinden sich darüber hinaus in der blockseitigen Stirnfläche die Materialeinläufe. Sie teilen den Materialfluss auf und führen ihn in den Schweißkammern zwischen den beiden Werkzeughälften wieder zusammen [Lan88a]. Die entstehenden Pressnähte stellen eine Materialschwächung und damit eine Schwachstelle dar. Bild 5 zeigt den Aufbau eines solchen Werkzeuges.

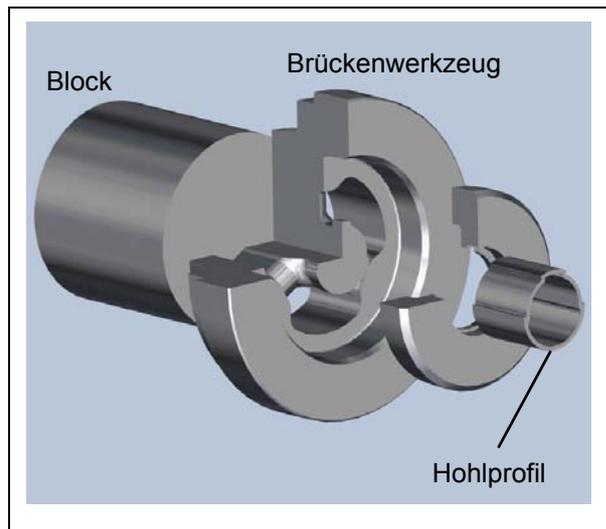


Bild 5: Brücken- bzw. Kammerwerkzeug
(Quelle: Otto Fuchs KG)

Beim hydrostatischen Strangpressen lassen sich aufgrund der Schmierung keine Kammer- oder Brückenwerkzeuge verwenden. Das Material würde in den Schweißkammern nicht wieder verschweißen. Daher können beim hydrostatischen Strangpressen nur sehr einfache Geometrien abgebildet werden, da hier Hohlprofile nur durch die Verwendung von Pressdornen realisiert werden können.

2.1.3 Kontrolle des Materialflusses

Der Materialfluss beim Strangpressen beeinflusst die Qualität der Werkstücke nachhaltig. Er ist abhängig von:

- der Profilform des Werkstückes (Werkzeugdesign),
- der Blockeinsatztemperatur,
- den mechanischen Eigenschaften des Presswerkstoffes,
- der Rezipiententemperatur,
- dem Strangpressverhältnis,
- der Strangpressgeschwindigkeit sowie
- den Reibungsverhältnissen im Rezipienten [Dic95, Mue03a].

Grundsätzlich ist der Materialfluss im Rezipienten bis unmittelbar vor dem Matrizendurchbruch bei allen Strangpresswerkzeugarten vergleichbar. Über den Pressstempel und die den Rezipienten abdichtende Pressscheibe wird der Pressbolzen unter Druck gesetzt und gestaucht, bis er an der Pressscheibe, der Rezipientenwand und der Matrize zur Anlage kommt (Setzen und Anstauchen). Beim weiteren Pressvorgang fließt dann das Metall durch den Matrizendurchbruch und nimmt dessen Gestalt, die Profilform an. Das Strömungsfeld ist dabei weitgehend laminar, d.h. in der Bolzenmitte ist der Materialfluss schneller. Vor dem Matrizendurchbruch bildet sich in vielen Fällen ein natürlicher Fließkegel mit einer toten Zone zwischen Rezipient und Matrizenstirnseite zum Matrizendurchbruch hin [Bau01, Mue04].

Nicht axialsymmetrische Strangquerschnitte, Querschnitte mit ungleichmäßigen Wandstärken und mit örtlichen Materialanhäufungen erfordern Steuerungsmechanismen für den Werkstofffluss in den formgebenden Bereichen der Presswerkzeuge. Ziel ist eine Steuerung des Werkstoffflusses derart, dass das Umformgut mit möglichst gleicher Geschwindigkeit über den gesamten Profilquerschnitt aus der Matrize austritt [Bau01]. Wenn die Austrittsgeschwindigkeit über den Querschnitt nicht konstant gehalten werden kann, ist eine Maßabweichung außerhalb der Toleranzen, eine Verdrehung oder eine Verbiegung die Folge. Je kleiner die Wandstärken sind, desto anfälliger ist das Profil für Verzug [Li03].

Zur Steuerung des Materialflusses im Werkzeug werden nach Müller [Mue03a] heute bei allen oben dargestellten Werkzeugarten die drei folgenden grundsätzlichen Möglichkeiten genutzt:

- Die formgebenden Reibflächen im Matrizendurchbruch werden mit einer der jeweiligen Wanddicke entsprechenden unterschiedlichen Reibflächenlänge ausgestattet.

- Der Matrize werden unterschiedlich gestaltete Vorkammern vorgesetzt oder in sie eingearbeitet.
- Bei den Spezialmatrizen kommen unterschiedliche Formen und Größen von Einläufen und Schweißkammern hinzu.

Damit ein Profil mit großen Wanddickenunterschieden gerade aus der Matrize austreten kann, muss der Werkstofffluss in den dickwandigen Abschnitten durch lange Reibflächen gebremst werden. Diese Reibflächen können unter Umständen ein Mehrfaches der normalerweise üblichen Reiblängen von 3 mm bis 6 mm betragen. Um dabei Überhitzungen an den Profilkanten zu vermeiden, muss die Strangpressgeschwindigkeit umgekehrt proportional der Reibflächenverlängerung vermindert werden. Die Werte für die Veränderung der Reibflächenlängen in Abhängigkeit von der Querschnittsausbildung beruhen normalerweise auf Betriebserfahrungen. Als Faustregel gilt, dass die Reiblänge je 20 mm Entfernung von der Matrizenmitte um 1 mm verkürzt, mit Zunahme der Wanddicke jedoch proportional verlängert werden sollte (Bild 6). Die Übergänge zwischen den nach diesen Gesichtspunkten gestaffelten Reiblängen dürfen nicht scharf abgesetzt sein, um Beschleunigungen an den Übergangsstellen und damit Beschädigungen an den Strangpressteilen zu vermeiden [Lan88a].

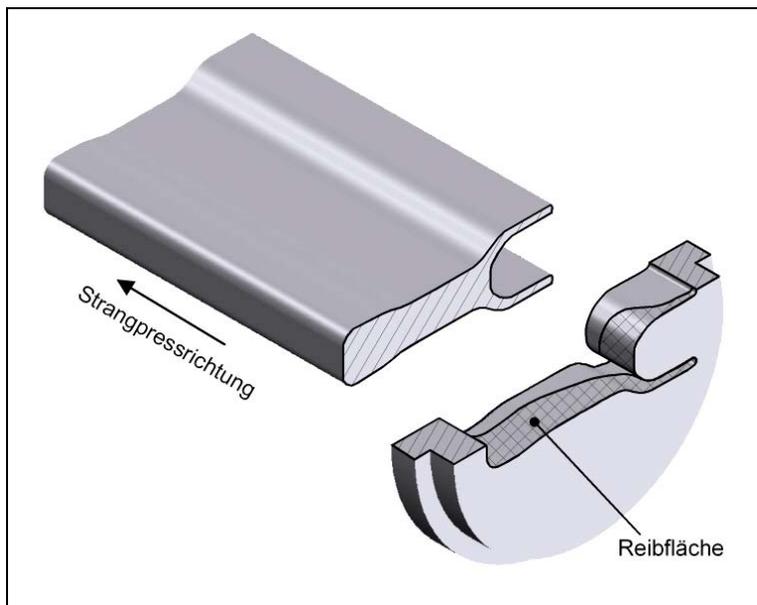


Bild 6: Materialflusssteuerung durch unterschiedlich lange Reibflächenlängen [Bau01]

Der Nachteil der Anpassung der Reiblängen an die Profilabschnitte ist die aufgrund der Reibung entstehende Wärme, welche die Strangpressgeschwindigkeit begrenzt. Durch eine zu große Wärmeentwicklung wird die Qualität der Oberfläche beeinträchtigt und Heißrisse können entstehen. Aus diesem Grund sollte die Reibfläche im Werkzeug so kurz wie möglich gehalten werden

[Pra96]. Ein weiterer Nachteil besteht in der sehr aufwändigen und kostenintensiven Fertigung der Strangpresswerkzeuge, da die Toleranzen der Reibflächen sehr eng sind und durch Werkzeugabweichungen oder Polieren schnell über- oder unterschritten werden können [Li03].

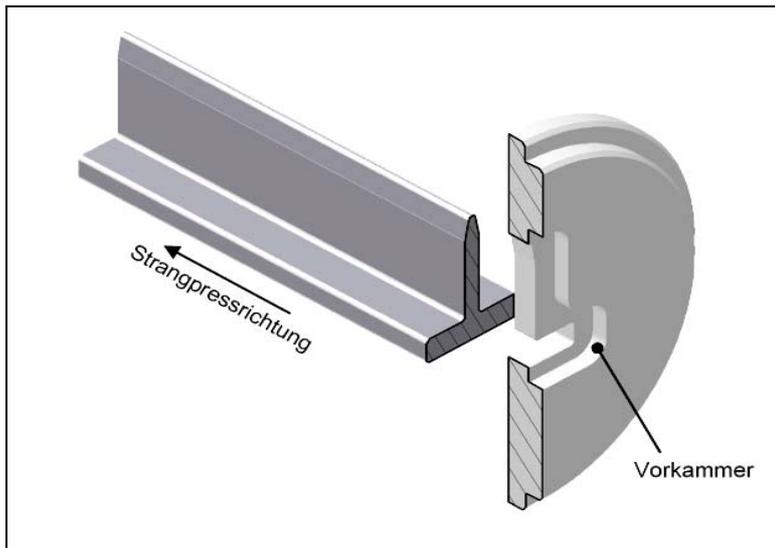


Bild 7: Strangpresswerkzeug mit Vorkammer

Eine weitere Möglichkeit und übliche Vorgehensweise zur Beeinflussung des Werkstoffflusses im formgebenden Durchbruch einer Pressmatrize ist das Einfräsen einer Formvorkammer [Bau01, Li03]. Durch diese Möglichkeit können die Reibflächen auf ein Minimum reduziert und die Strangpressgeschwindigkeit erhöht werden.

In Bild 7 ist beispielhaft ein solches Vorkammerwerkzeug dargestellt.

Nach Bauser [Bau01] wurden Vorkammern für Pressmatrizen ursprünglich eingeführt, um im Wesentlichen drei Aufgaben zu erfüllen. Hierbei handelt es sich um das Ermöglichen des Endlospressens (Block-auf-Block), das Vorformen und Homogenisieren des Werkstoffflusses vor dem formgebenden Durchbruch der Pressmatrize sowie das Spreizen des Werkstoffflusses. In [Dup00] wird ein aus Erfahrungen entwickelter Leitfaden zur geeigneten Gestaltung von Vorkammern und Führungsflächen dargestellt.

Vorkammern zum Endlospressen

Bei der Herstellung von offenen Profilen wird am Ende eines jeden Pressvorganges der Pressrest abgesichert und das Profilstrangende mit Hilfe der Ausziehvorrückung aus dem Werkzeug herausgezogen oder beim Anpressen des Folgeblockes durch den Matrizendurchbruch hindurchgedrückt. Der Nachteil dieser Arbeitsweise ist, dass bei jedem nachfolgenden Pressblock der oder die Pressstränge durch den Werkzeugsatz und den Pressenvorderholm hindurch auf das Pressenauslaufsystem geführt werden müssen. Dabei sind Knicke, Verbiegungen und Verwindungen im Stranganfangsbereich nicht immer zu vermeiden. Umgehen lässt sich dieses Problem durch das Endlospressen mit Hilfe einer dazu geeigneten Vorkammer in der Matrize, wie sie Bild 7 zeigt. In dieser Vorkammer verschweißt der Werkstoff des neuen Pressblockes mit dem nach dem Absichern des Pressrestes in der Vorkammer verbliebenen Material. Dabei dringt der nachfolgende Presswerkstoff zungenförmig in den Restwerkstoff ein und bildet eine Querschnittsnaht, die sich in Abhängigkeit vom Pressverhältnis über eine gewisse Länge des neuen Pressstranges hinzieht [Bau01, Dup00].

Spreizkammern

Erfahrungsgemäß sollte der Umkreisdurchmesser eines Pressstrangquerschnittes 80% des Rezipientendurchmessers nicht überschreiten, um das Einfließen von Blockrandbereichen in den Strang zu verhindern. Damit bestimmen der jeweilige Rezipient und die Strangpresse die maximale Größe des produzierbaren Strangquerschnittes. Mit Hilfe von Spreizvorkammern können dagegen Strangquerschnitte, deren Umkreisdurchmesser größer sind als die Rezipienteninnendurchmesser, hergestellt werden. Hierzu muss dem formgebenden Werkzeugbereich der Pressmatrize über die Spreizvorkammer während der Pressung Werkstoff in ausreichender Menge zugeführt werden. Spreizvorkammern gewinnen zunehmend an Bedeutung. Mit Hilfe der weiterentwickelten Spreiztechnik wird mehr und mehr versucht, flache und breite Strangquerschnitte aus Rundrezipienten auch auf kleineren Strangpressen herzustellen [Bau01].

Formvorkammern

Der Werkstofffluss im formgebenden Durchbruch von Werkzeugen für das Strangpressen wird mit Hilfe der Änderung des Fließwiderstandes durch unterschiedliche Gleit- bzw. Scherflächenlängen gesteuert. Bei komplizierten Strangquerschnittsgeometrien mit stark differierenden Querschnittsanteilen und auch massiven Strangquerschnitten reicht diese Technik der Materialflusssteuerung nicht aus. In solchen Fällen kann eine Formvorkammer hilfreich sein, da mit ihr eine zusätzliche, bremsende Wirkung auf den Materialfluss ausgeübt werden kann. Die Voraussetzung zur Erzielung einer bremsenden Wirkung der Formvorkammer auf den Werkstofffluss ist ein geeignetes Verhältnis von Tiefe t zur Breite d der Kammer (Bild 9).

Bild 8 stellt diese Möglichkeit der Beeinflussung des Werkstoffflusses an einem massiven Pressstrang mit Rechteckquerschnitt dar. Die Kantenbereiche des Rechteckprofils haben naturgemäß einen größeren Fließwiderstand infolge von Reibung und Scherung an zwei Seitenflächen des Strangquerschnittes zu überwinden. Infolgedessen fließt der Presswerkstoff in den freien Seitenbereichen des Strangquerschnittes schneller als im Bereich der Profilkanten.

Durch Heranführen der Formvorkammer-Randzonen an den formgebenden Durchbruch bzw. dessen Einlaufkanten im Bereich der freien Seitenflächen des Pressstranges kann die sich bildende tote Zone hier auf den Werkstofffluss Einfluss nehmen. Der Werkstofffluss wird gebremst. Anders ist die Situation im Bereich der Profilkanten. Hier haben die Randbereiche der Formvorkammer deutlichen Abstand vom Einlauf des formgebenden Durchbruches. Infolgedessen findet keine Beeinflussung statt [Bau01].

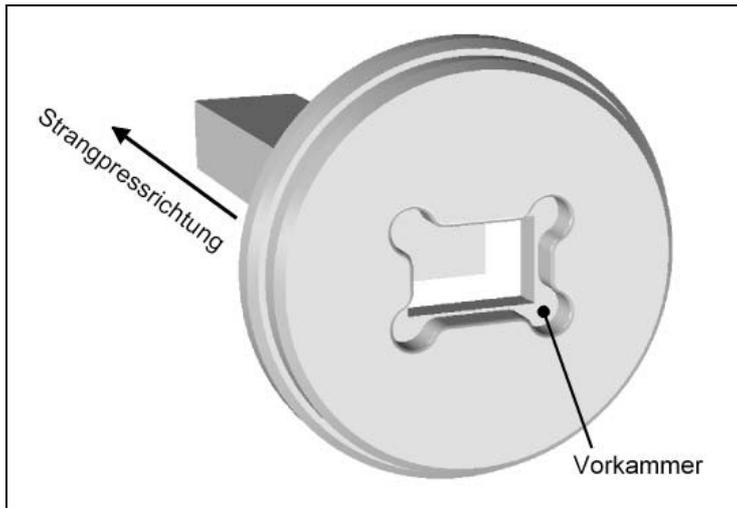


Bild 8: Formvorkammer zum Pressen dickwandiger Strangquerschnitte [Ame71]

Bei der Konstruktion von Vorkammerwerkzeugen spielt trotz vieler Prozesssimulationsversuche bis heute die Erfahrung und das Gespür des Konstrukteurs eine wichtige Rolle. 1988 beschrieben Akeret und Stehmel einen Mangel an mathematischen Gesetzen und Modellen, welcher die Entwicklung neuer Werkzeuge behindert [Ake88]. Bis zum Jahr 2000 hat sich nach

Duplancic hieran wenig geändert [Dup00]. Dieser Mangel lässt die Entwicklung neuer Presswerkzeuge oft zu einem „Trial and Error“-Prozess werden, welcher in vielen iterativen Verbesserungsschleifen kostenintensive Strangpressversuche mit sich bringt [Li03]. Um diese Kosten zu reduzieren, gab es in jüngster Zeit zahlreiche Ansätze, die Werkzeuge durch Finite Elemente Simulationen bezüglich des Werkstoffflusses zu optimieren [Ake88, Dic95, Li03]. Zur Verifikation der Simulationsergebnisse wurden Untersuchungen mit Plastilin durchgeführt. Dies hat den Vorteil, dass eine große Anzahl an Versuchen in kurzer Zeit durchgeführt und Werkzeuge aus einfach zu bearbeitendem Material verwendet werden können. Plastilin hat bei Raumtemperatur ähnliche Fließeigenschaften wie Aluminium bei Umformtemperatur [Nak99, Pra96].

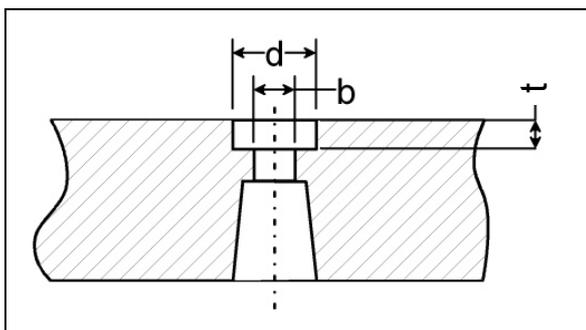


Bild 9: Konstruktion zur Ausführung einer Vorkammer nach Wei92

Im Hinblick auf den erforderlichen Pressdruck und die Bauteilqualität spielt nach Weitzel das Verhältnis Tiefe t zur Breite d bei der Konstruktion und Ausführung der Vorkammer an Werkzeugen für das Strangpressen eine entscheidende Rolle (Bild 9) [Wei92].

Sehr umfassende Untersuchungsergebnisse bezüglich des Designs von Vorkammern stellen Rodriguez und Prats vor [Pra96, Rod96]. Prats führte für runde Strangpressprofile aus Plastilin Versuche mit unterschiedlichen t/d -Verhältnissen bei konstantem Strangpressverhältnis durch. Durch eine Vorkammer können

abhängig vom Verhältnis t/d höhere oder geringere erforderliche Strangpressdrücke als bei Werkzeugen ohne Vorkammer erreicht werden. Für ein Verhältnis von $t/d = 0,7$ wurde die geringste erforderliche Presskraft gemessen. Nach Prats gelten für andere Profilformen abweichende Werte [Pra96]. Rodriguez stellte Richtlinien auf, nach denen das optimale Verhältnis zwischen Vorkammertiefe und Querschnitt sowie der optimale Vorkammereintrittswinkel in Abhängigkeit von der Bauteilwandstärke bestimmt werden kann [Rod96]. Diese für Aluminium geltenden Untersuchungen führte Li weiter und stellte durch FEM-Analysen einen linearen Zusammenhang zwischen dem Vorkammereintrittswinkel, dem Strangpressverhältnis, der Stempelgeschwindigkeit und der Strangaustrittsgeschwindigkeit dar [Li03]. Des Weiteren beschreibt er, dass das Kammervolumen keinen Einfluss auf die Materialflussgeschwindigkeit hat.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass bei Vorkammerwerkzeugen neben dem Strangpressverhältnis auch die Geometrie der Vorkammer entscheidend für den Prozess und die Qualität des Strangpressproduktes ist.

2.1.4 Prozesssteuerung und Gefügeausbildung

Wie bei allen Umformverfahren wird auch beim Strangpressen versucht, mit den gegebenen Umformbedingungen eine möglichst hohe Produktivität zu erzielen. Bei einer vorgegebenen maximalen Presskraft wird eine möglichst hohe Umformgeschwindigkeit angestrebt. Dabei muss darauf geachtet werden, dass die Anforderungen an das stranggepresste Halbzeug, wie z.B. Maßtoleranzen und mechanische Eigenschaften, erfüllt werden. Während diese Anforderungen bei den leicht pressbaren Werkstoffen ohne besondere Schwierigkeiten einzuhalten sind, bedarf es bei schwer pressbaren Werkstoffen meist einer genauen Kontrolle und Abstimmung der einzelnen Verfahrensparameter, da sie sich teilweise untereinander stark beeinflussen. Zu den wichtigsten Verfahrensparametern zählen nach Lange und Saha [Lan88a, Sah00]:

- die Temperaturverhältnisse (Block, Werkzeug, Rezipient),
- das Strangpressverhältnis (Umformgrad),
- die Umformgeschwindigkeit (Stempelgeschwindigkeit),
- der Strangpressdruck,
- die Reibbedingungen,
- die Spannungsverhältnisse,
- die Werkzeuge (Einlaufwinkel, Führungslänge, Beschichtungen, Spezialwerkzeuge),
- die Werkstückgestaltung,
- die Blocklänge,

- die Eigenschaften des Werkstoffs (chemische Zusammensetzung, Korngröße, Gitterstruktur, Anisotropie, Porosität, Einschlüsse, evtl. Vorverformung, Wärmebehandlung) sowie
- die Art des Strangpressverfahrens (indirekt, direkt, hydrostatisch, Sonderverfahren).

Die Temperaturverhältnisse beim Strangpressen haben einen entscheidenden Einfluss auf den Ablauf des Umformvorganges und die Eigenschaften der Strangpresserzeugnisse. Die Temperaturen des Blockes, des Rezipienten und des Werkzeuges müssen dem jeweiligen Prozess angepasst werden. Bild 10 verdeutlicht diesen Zusammenhang. Bei zu niedrigen Blocktemperaturen reicht möglicherweise die Kraft der Maschine nicht aus, um den Strangpressprozess einzuleiten. Zu hohe Temperaturen können Schädigungen an den Strangpressprofilen zur Folge haben (z.B. Heißrisse). Bei einer Erhöhung der Block- oder der Rezipiententemperatur zur Senkung der erforderlichen Presskraft muss die Ableitung der durch Umformung und Reibung entstehenden Wärme gewährleistet sein.

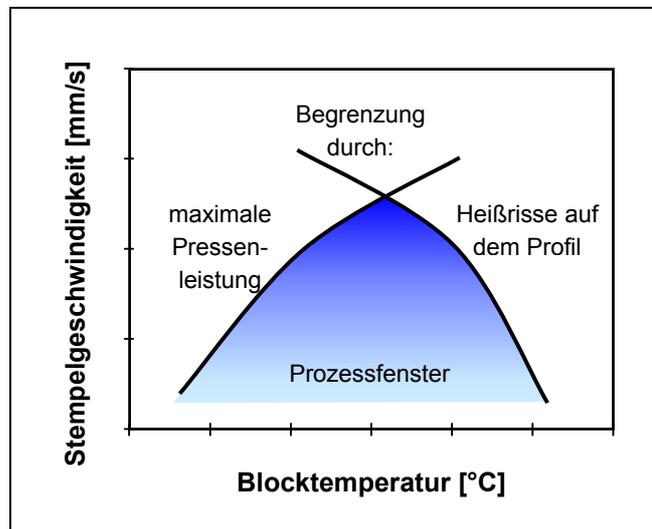


Bild 10: Einfluss der Stempelgeschwindigkeit und Blocktemperatur auf die Verpressbarkeit

Ein größeres Strangpressverhältnis sowie eine größere Blocklänge erfordern nach Saha einen höheren Strangpressdruck [Sah00]. Die Strangpress- bzw. Stempelgeschwindigkeit hat einen wesentlichen Einfluss auf die Temperaturverteilung und -entwicklung im Block und im Strang. Bei langsamer Umformung gleichen sich die Temperaturen im Block und im Strang schnell aus. Zudem verhindert der Wärmeübergang vom Werkstück auf das Werkzeug, dass sich ausgeprägte Temperaturspitzen bilden. Mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit treten über den Querschnitten von Block und Strang sowie in Achsrichtung erhebliche Temperaturunterschiede auf. In Zonen geringer Verformung bleibt der Werkstoff verhältnismäßig kalt, während er sich an der Grenzschicht zwischen Block und Rezipient und am Strangaustritt stark erhitzt. Die Temperaturunterschiede sind umso stärker ausgeprägt, je weiter die Stempelgeschwindigkeit ansteigt.

Der Einfluss der Pressgeschwindigkeit ist bei einem Strangpressquerschnitt, der von einer axialsymmetrischen Form abweicht, größer, als bei axialsymmetrischen Profilen. Bei winkligen Profilen ist zu erwarten, dass sich besonders an den Kanten Wärme staut und zu beträchtlichen Temperaturerhöhungen auf der Strangoberfläche führt.

Zur Beeinflussung der Temperaturverhältnisse während des Strangpressens gibt es nach Lange [Lan88a] zahlreiche Ansätze:

- ungleichmäßiges Anwärmen des Blocks, so dass Bereiche, die sich prozessbedingt erwärmen, weniger stark vorgewärmt werden als andere,
- Anpassung der Stempelgeschwindigkeit an die Wärmeentwicklung, wobei die Strangaustrittstemperatur stetig gemessen und die Strangpressgeschwindigkeit dementsprechend geregelt wird,
- Schmierung der Grenzflächen zwischen Block und Werkzeug sowie
- Verwendung gekühlter Matrizen.

Die gegenwärtige Forschung auf dem Gebiet des Strangpressens beschäftigt sich im Wesentlichen mit der Verfahrensoptimierung zur Steigerung von Produktqualität und Produktivität. Im Mittelpunkt des Interesses steht dabei besonders

- der Wärmehaushalt der gesamten Prozesskette,
- die Simulation des Strangpressens sowie
- die Weiterentwicklung der Presswerkzeuge.

Wärmehaushalt

Der Wärmehaushalt der Blockerwärmung, der Presse und der Abkühlstrecke hat entscheidenden Einfluss auf die Qualität des Strangpressprofils, insbesondere auf die Festigkeitseigenschaften. Erst die vollständige Kontrolle des Temperaturverhaltens aller Prozessschritte führt zum gewünschten Pressen bei konstanter Geschwindigkeit und konstanter Strangaustrittstemperatur. Durch ein geeignetes Temperaturprofil im Pressblock oder im Rezipienten kann dieses Ziel erreicht werden.

Pandit stellt ein Verfahren zur adaptiven Verbesserung des Temperaturgefälles im Pressblock vor [Pan00]. Anhand der Verläufe von Strangaustrittstemperatur und Stempelgeschwindigkeit über den Stempelweg wird eine neue Blocktemperaturverteilung berechnet, um iterativ optimale Pressbedingungen zu erreichen. Notwendige Voraussetzung hierzu ist eine geeignete pyrometrische Sensorik.

Eine alternative Lösung zur Temperaturregelung beschreibt Steinert [Ste00]. Die Basis bildet ein so genannter intelligenter Rezipient, der einerseits über eine

Multizonen-Heizung und -Kühlung, andererseits über eine Vielzahl von integrierten Temperatursensoren verfügt. Hierdurch kann ein individueller Temperaturgradient eingestellt werden. Durch externe Sensorik, die neben dem Temperaturprofil des zu ladenden Blockes auch die Strangaustrittstemperatur erfasst, kann in einer Simulationsrechnung automatisch das erforderliche Wärmeprofil des Rezipienten ermittelt werden.

Das rasche, reproduzierbare und verzugfreie Abkühlen der Profile nach dem Austritt aus der Presse wirft besonders bei großen und unsymmetrischen Querschnitten erhebliche technologische Probleme auf. An großen Pressen muss aufgrund des Produktmixes und der häufigeren Verpressung höherfester Legierungen eine bis zu zehnfach stärkere Kühlleistung installiert sein. Asymmetrische Profilquerschnitte neigen beim Abkühlen zu Deformationen, so dass die Kühlleistung darüber hinaus auch lokal gezielt eingestellt werden muss, um aufwendige, nachträgliche Richtarbeiten zu vermeiden und die Pressgeschwindigkeit zu erhöhen. Strehmel und Vanhoutte zeigen, wie eine kombinierte Wasser-Luft-Kühlung die gestellten Anforderungen erfüllen kann [Str00].

Gefügeausbildung

Die Ausbildung des Gefüges, das bei einem Warmumformverfahren wie dem Strangpressen entsteht, hängt entscheidend von der Frage ab, ob der Werkstoff während der Umformung dynamischen Erholungsvorgängen (Klettern, Quergleiten und Auslösen von Versetzungen, Polygonisation) oder einer dynamischen Rekristallisation (Entstehung neuer Körner, Wandern von Großwinkelkorngrenzen) ausgesetzt ist. Die Entfestigungsmechanismen Erholung bzw. Rekristallisation stehen bei der Warmumformung in Konkurrenz zur Verfestigung [Bau01, Lan02].

Bei der Umformung eines Gefüges, d.h. eines Vielkristalls hat jedes einzelne Korn das Bestreben, sich in seinem Hauptgleitsystem zu verformen. Diese Bewegung wird jedoch durch die Grenzen zu den benachbarten Körnern behindert, so dass sich Versetzungen an den Korngrenzen aufstauen. Tritt kein Korngrenzengleiten ein, so ist die Verfestigung umso größer, je mehr Korngrenzen vorhanden sind, je feiner also das Gefüge ist (Hall-Petch-Beziehung) [Lan02].

Bei einer Umformung kommt es stets zu einer Behinderung von Versetzungsbewegungen, was eine Verspannung des Gefüges und damit auch eine Härte- bzw. Festigkeitssteigerung zur Folge hat. Der Abbau dieser Verspannungen kann durch eine Temperaturerhöhung (Glühen) angeregt werden. Bei Warmumformprozessen, bei denen die Werkstücke nach der Umformung nicht abgeschreckt werden, kann dieser Spannungsabbau aufgrund der im Werkstoff ge-

speicherten Wärmeenergie auch noch nach der Umformung stattfinden. Mit zunehmender Temperatur nimmt die durch Wärmeeinfluss begünstigte Bewegung der Atome im Kristallgitter zu, wodurch Platzwechsellvorgänge mittels Diffusion erleichtert werden. Die erste Stufe des Spannungsabbaus durch Glühen ist die Erholung. Ein Teil der Versetzungen lösen sich hierbei gegenseitig auf, während andere zu den spannungsarmen Subkorn Grenzen wandern. Die einzelnen Körner bleiben bei der Erholung in Form und Orientierung erhalten. Am Ende der Erholungsphase sind die Körner praktisch versetzungsfrei. Bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur setzt die Rekristallisation des Gefüges ein. Dabei bilden sich neue, im Inneren weitgehend versetzungsfreie Körner aus. Das Gefüge ist nun frei von inneren Spannungen. Das Verformungsverhalten von rekristallisiertem Gefüge entspricht weitgehend dem von unverformtem Gussgefüge.

Die Temperatur, ab der mit einer Rekristallisation gerechnet werden kann, wird häufig mit der Schmelztemperatur eines Metalls in Beziehung gesetzt:

$$T_{\text{Rekr.}} \approx 0,6 \cdot T_s \text{ [K]}$$

Gleichung 1

Mit zunehmenden Temperaturen können die Versetzungen bei der Umformung eines Metalls durch thermische Aktivierung bei geringeren Schubspannungen durch ihre Gleitsysteme wandern, was die Streckgrenze verringert. Des Weiteren wird die Verfestigung verringert, da die Leerstellendiffusion bei höherer Temperatur erleichtert wird und damit aufgestaute Versetzungen schon während der Verformung durch Quergleiten und Klettern energetisch günstigere Positionen einnehmen können. Dies bedeutet, dass schon während der Verfestigung Erholungsvorgänge mit der Bildung einer Substruktur ablaufen können. Man spricht hierbei von einer dynamischen Erholung. Wird bei hoher Temperatur schnell genug verformt, kann die Verfestigung trotz beginnender Erholung so hoch werden, dass sogar während der Verformung Rekristallisation einsetzt. Dieser beim Strangpressen häufig beobachtete Vorgang wird dynamische Rekristallisation genannt [Bau01].

Beim Strangpressen finden die dynamischen Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge hauptsächlich vor und in der Umformzone der Matrize statt. Dabei spielt die Stapelfehlerenergie der verpressten Metalle eine große Rolle. Bei niedriger Stapelfehlerenergie (z.B. Magnesium (100 J/m²) und Kupfer (100 J/m²)) findet in der Umformzone schon bei mittleren und hohen Pressverhältnissen eine dynamische Rekristallisation statt. Aluminium (250 J/m²) und seine Legierungen mit hoher Stapelfehlerenergie dagegen können sich während des Strangpressens vielfach nur erholen – der Strang kommt weich, aber mit faserigem, nicht rekristallisiertem Gefüge aus der Presse (Bild 11). Allerdings können im heißen

Strang nach dem Austritt aus der Matrize in gewissen Fällen noch statische Rekristallisationsvorgänge stattfinden [Mgt00].

Die Vorgänge der Erholung und der Rekristallisation sind nicht nur temperaturabhängig, sie werden ebenso von der Umformgeschwindigkeit beeinflusst. Je langsamer verformt wird, desto eher haben Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge Zeit, der durch Vervielfachung und Aufstauung von Versetzungen erfolgenden Verfestigung entgegenzuwirken.

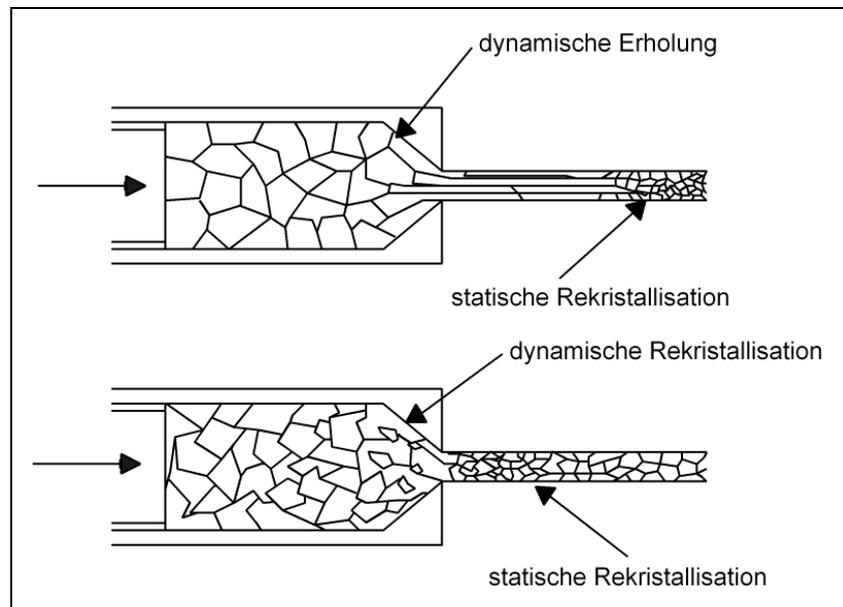


Bild 11: Dynamische Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge beim Strangpressen; oben ein Metall mit hoher, unten ein Metall mit niedriger Stapelfehlerenergie

Die Umformgeschwindigkeit ist wie folgt definiert:

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} \quad \text{Gleichung 2}$$

Der Umformgrad φ ergibt sich für Strangpressprozesse zu

$$\varphi = \ln V_{\text{ges}} \quad \text{Gleichung 3}$$

Das Gesamtpressverhältnis V_{ges} , wobei A_I die Eingangsquerschnittsfläche des Pressblocks und A_{II} die Ausgangsquerschnittsfläche des Strangpressprofils darstellt, wird nach folgender Gleichung berechnet [Mue02]:

$$V_{\text{ges}} = \frac{A_I}{A_{II}} \quad \text{Gleichung 4}$$

Die Forderung nach günstigen mechanischen Eigenschaften des Pressproduktes kann zu einer Begrenzung des Umformgrades oder der Umformgeschwindigkeit führen, da die zu der Blocktemperatur durch Umformarbeit hinzukom-

mende Wärmemenge einen bestimmten legierungsspezifischen Betrag nicht überschreiten soll.

Die Abmessungen der Körner nach der Rekristallisation sind abhängig von der Werkstoffart, vom Umformgrad, der erreichten Temperatur beim Umformen und der Abkühlungsgeschwindigkeit nach der Umformung. Hohe Umformtemperaturen begünstigen die Grobkornbildung, infolge derer sich eine ungleichmäßige Gefügeverteilung und damit eine inhomogene Verteilung der mechanischen Eigenschaften ergibt. Das gleiche tritt ein, wenn über den Strangquerschnitt oder über die Stranglänge unterschiedliche Umformgrade und Temperaturen herrschen [Lan88a].

Bei einer starken Umformung eines vielkristallinen Körpers längen sich die einzelnen Körner und richten sich durch Drehung aus, so dass sich Kristallorientierungen im verformten Zustand in bestimmten Richtungen häufen. Man spricht in diesem Fall von einer Verformungstextur. Die Textur bezeichnet die Gesamtheit aller Kristallorientierungen und lässt sich durch röntgenographische Messungen nachweisen. Im Falle einer ausgeprägten Textur, die beispielsweise durch das Strangpressen, aber auch durch Walzen bedingt sein kann, ist das Werkstoffverhalten anisotrop. Texturen haben einen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes. Spezielle Strangpresstexturen entstehen insbesondere dann, wenn die Rekristallisation während des Pressvorganges ganz oder teilweise unterdrückt wird [Bau01, Chi01, Lin02].

2.2 Magnesium

2.2.1 Werkstoffphysikalische und -metallurgische Grundlagen

Das umformtechnische Verhalten eines Werkstoffs und die daraus resultierenden verfahrenstechnischen Maßnahmen werden maßgeblich von den werkstoffphysikalischen und -metallurgischen Eigenschaften bestimmt. Tabelle 1 zeigt neben den für die Technik wichtigsten Daten von Magnesium auch die der beiden anderen technisch relevanten Leichtmetalle, Aluminium und Titan.

Magnesium wird aufgrund seiner schlechten Kaltumformbarkeit hauptsächlich als Gusswerkstoff eingesetzt. Es zeichnet sich durch gute Gießbarkeit, schnelle Gussfolge und, aufgrund seiner geringen Affinität zu Eisen, durch eine hohe Lebensdauer der Formen aus. Durch unterschiedliche Legierungsgehalte, Wärmebehandlungsmöglichkeiten und diverse Gießverfahren ergibt sich eine große Vielfalt von Eigenschaftskombinationen. Den niedrigen E-Modul des Magnesiums können Querschnittsformen mit größerem Trägheitsmoment ausgleichen.

Entsprechende Ausrundungen bei Werkstückübergängen berücksichtigen die erhöhte Kerbempfindlichkeit [Kam01].

Tabelle 1: Kennwerte der wichtigsten Leichtmetalle für 0,1 MPa und 293 K

Metall	Mg	Al	Ti
Ordnungszahl	12	13	22
Dichte [g/cm ³]	1,74	2,70	4,50
Schmelzpunkt [°C]	650	660	1668
Elementarzellentyp	hdp	kfz	hdp
Elastizitätsmodul [GPa]	45	90	110
Massenspezifische Wärmekapazität [kJ / kg·K]	1,05	0,90	0,61
Thermischer Längenausdehnungskoeffizient [10 ⁻⁶ / K]	26	23	8,4

Die Recyclingfähigkeit von Magnesium ist als sehr gut zu bewerten. Aus 1,05 t Magnesiumschrott der Güteklasse 1 lässt sich 1 t vollwertiges Gussmaterial herstellen, wobei mit 1 MWh lediglich 2,9% der Energie zur Primärherstellung durch die Schmelzflusselektrolyse benötigt wird.

Struktureller Aufbau des Magnesiums

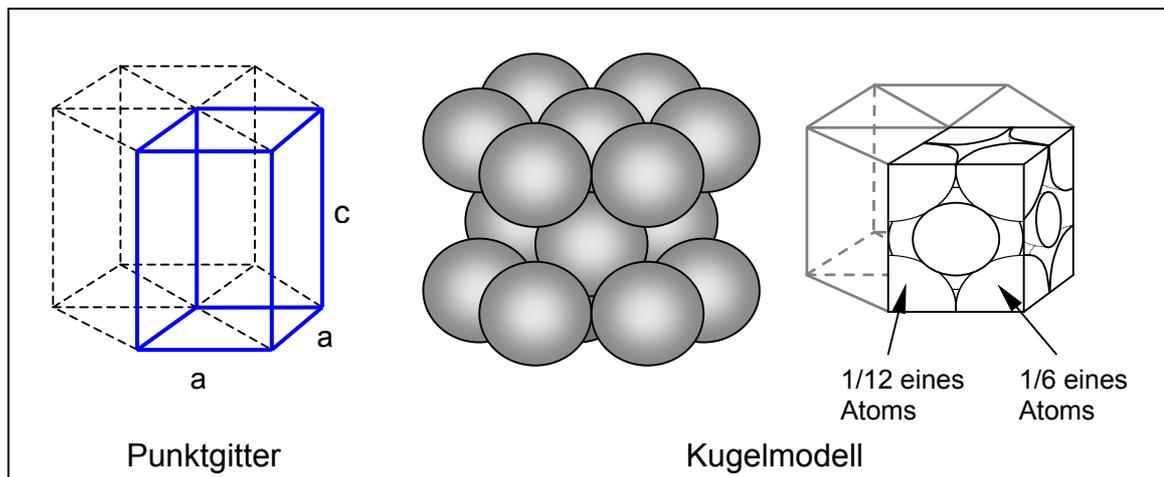


Bild 12: Elementarzelle des hexagonalen Kristallsystems [Got01]

Das Magnesium-Gitter besteht aus Schichten hexagonaler Gitterpunkte. Die c -Achse unterscheidet sich in der Länge zur a -Achse. Die eigentliche Elementarzelle ist in Bild 12 hervorgehoben dargestellt. Sie enthält in der Summe zwei Atome. Um die hexagonale Symmetrie zu verdeutlichen, wird jedoch im Allgemei-

nen eine Anordnung von drei Elementarzellen zu einer Struktureinheit des hexagonalen Gitters zusammengefasst.

Ist die Struktur aus gleich großen Kugeln aufgebaut, dann berühren sich die Kugeln in der hexagonalen Basisebene und in benachbarten Schichten. Damit ist das Verhältnis von c- und a-Achse festgelegt zu [Got01]

$$\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{8}{3}} = 1,63$$

Gleichung 5

Diese Struktur nennt man hexagonal dichtest gepackt (hdp). Für Magnesium liegt dieses c/a-Verhältnis in etwa vor. In Tabelle 2 sind c/a-Verhältnisse verschiedener hexagonaler Metalle zum Vergleich aufgeführt [Bau01, Got01].

Tabelle 2: c/a-Verhältnis einiger hexagonaler Metalle

hdp-Metalle	Cd	Zn	Mg	Co	Zr	Ti	Be
c/a	1,88	1,86	1,62	1,62	1,59	1,58	1,57

Umformverhalten

Reines Magnesium kristallisiert mit hexagonaler Gitterstruktur. Unterhalb einer Temperatur von ca. 225°C erfolgt das Gleiten bei Reinmagnesium ausschließlich in der Basisebene ($\{0001\}$ -Ebene) des hexagonalen Kristallgitters (Bild 13). Die Gleitrichtung in der Basisebene ist dabei durch die Richtung der dichtest gepackten Atomreihen definiert.

Neben dem Gleiten in der Basisebene liegt ein weiterer Verformungsmechanismus durch Zwillingsbildung bei Druckbeanspruchung senkrecht zur Basisebene vor. Die Zwillingsbildung erfolgt hauptsächlich in den Pyramidalebene

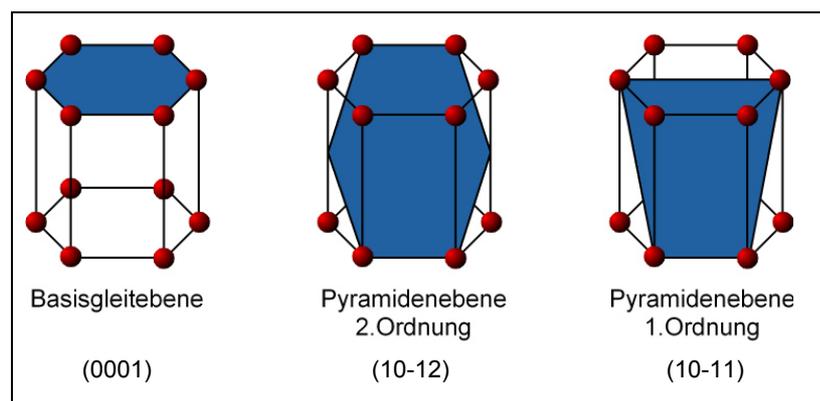


Bild 13: Gleit- und Zwillings Ebenen der hexagonalen Gitterzelle

den Pyramidalebene 2. Ordnung vom Typ 1 ($\{10-12\}$ -Ebenen). Dieser Verformungsmechanismus wird in Abschnitt 2.2.4.3 genauer erläutert. Bei einer Temperatur von über 225°C werden weitere pyramidale Gleitebenen ($\{10-11\}$ -Ebenen) aktiviert (Bild 13). Die-

se bewirken den sprunghaften Anstieg der plastischen Verformbarkeit oberhalb von 225°C [Ree57a, Ree57b, Ree57c, Ree58].

Ein weiterer Verformungsmechanismus im Magnesiumkristall ist das Gleiten von Versetzungen auf prismatischen Ebenen [Hau56]. Bei geringen Dehnungsgeschwindigkeiten und einer Temperatur von ca. 260°C wird ein alternierendes pyramidales und prismatisches Gleiten im Magnesium-Kristall vermutet [Cha55].

Spezifischer Wärmehalt

Die volumenspezifischen Wärmekapazitäten c_p von Magnesium und Magnesiumlegierungen sind geringer als von Aluminium. Sowohl Rein-Magnesium als auch die typische Strangpresslegierung AZ31 weisen eine etwa 30% geringere Wärmekapazität auf als Aluminium [Peh82]. Hieraus folgt, dass bei gleichen Bedingungen Abkühlvorgänge und auch Aufheizvorgänge bei Magnesium im Gegensatz zu Aluminium schneller erfolgen. Vor dem Hintergrund der erschwerten Umformbarkeit ergibt sich somit eine höhere Neigung zu Heißrissen aufgrund schnellerer Erwärmung in der Umformzone.

Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit λ von Magnesium ist geringer als von vergleichbaren Aluminiumwerkstoffen. Bewegen sich die Werte von Aluminium im festen Zustand bei etwa 190 W/mK, so erreichen sie bei Magnesium lediglich Werte von ca. 150 W/mK, während die AZ31- und die AZ91-Legierung Maximalwerte von 120-100 W/mK erreichen [Peh82].

Temperaturleitfähigkeit

Die Temperaturleitfähigkeit $a(T)$ wird bestimmt durch das Verhältnis der Wärmeleitfähigkeit zur Wärmekapazität (Gleichung 6). Dieser Kennwert gibt Aufschluss darüber, inwieweit ein Werkstoff in der Lage ist, Temperatur-Ausgleichsprozesse stattfinden zu lassen bzw. Umformwärme über den gesamten Querschnitt abzuführen [Hol02]. Dies ist insbesondere für den Materialfluss in der Umformzone beim Strangpressen von Bedeutung, da eine Temperaturdifferenz auch einen Einfluss auf das Umformvermögen hat. Bild 14 zeigt in diesem Zusammenhang die Temperaturleitfähigkeit verschiedener Aluminium- und Magnesiumwerkstoffe.

$$a(T) = \frac{\lambda(T)}{c_p \cdot \rho(T)}$$

Gleichung 6

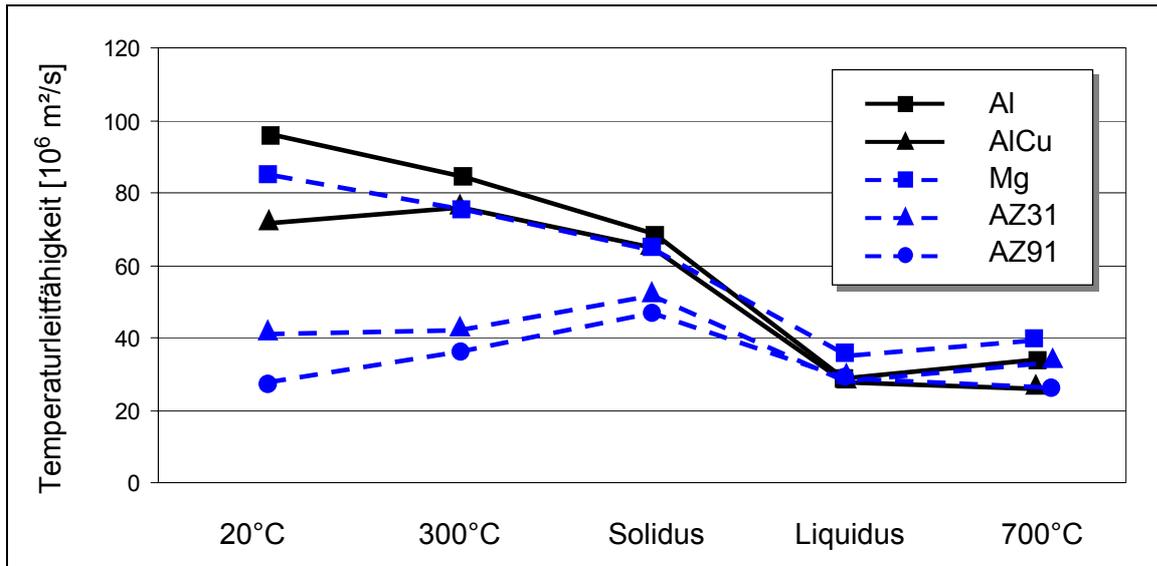


Bild 14: Temperaturleitfähigkeit von Magnesium- und Aluminiumwerkstoffen [Bak01, Peh82]

Einfluss der Korngröße

In der Literatur wird vielfach beschrieben, dass die mechanischen Eigenschaften von Magnesium bei Raumtemperatur durch eine Kornfeinung verbessert werden können. Magnesium weist hier bezüglich seiner Festigkeit eine besondere Sensitivität auf. Die Kornfeinung kann durch eine thermomechanische Behandlung (Walzen oder Strangpressen) erreicht werden. Es gibt zu diesem Thema zahlreiche Veröffentlichungen, wobei Magnesium im Vergleich zu Aluminium bisher nur eine untergeordnete Rolle einnimmt [Dzw02, Lin02, Mat03, Wil63].

Gegossene Magnesiumlegierungen weisen sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhter Temperatur eine sehr geringe Duktilität auf. Bereits 1963 beschrieben Chapman und Wilson eine Möglichkeit, die Duktilität von Magnesiumlegierungen durch eine Kornfeinung des Gefüges zu steigern [Wil63].

Bild 15 zeigt die Abhängigkeit der Duktilität von der Korngröße bei Reinformmagnesium nach Hérenguel/ Lacombe und Chapman/ Wilson [Her36, Wil63]. Niedrig legierte Legierungen besitzen ein vergleichbares Verhalten. Durch Einstellung eines feinkörnigen Gefüges ist es ebenfalls möglich, den Verlauf der Duktilitätstemperaturkurve zu niedrigeren Temperaturen zu verschieben (Bild 16). Bei einer Korngröße von lediglich 2 μm zeigt ein solcher Werkstoff bereits eine deutlich höhere Duktilität. Dabei reagiert von allen metallischen Konstruktionswerkstoffen das hexagonale Magnesium am ausgeprägtesten auf die Kornfeinung als Mittel zur Steigerung der plastischen Verformbarkeit [Eml66].

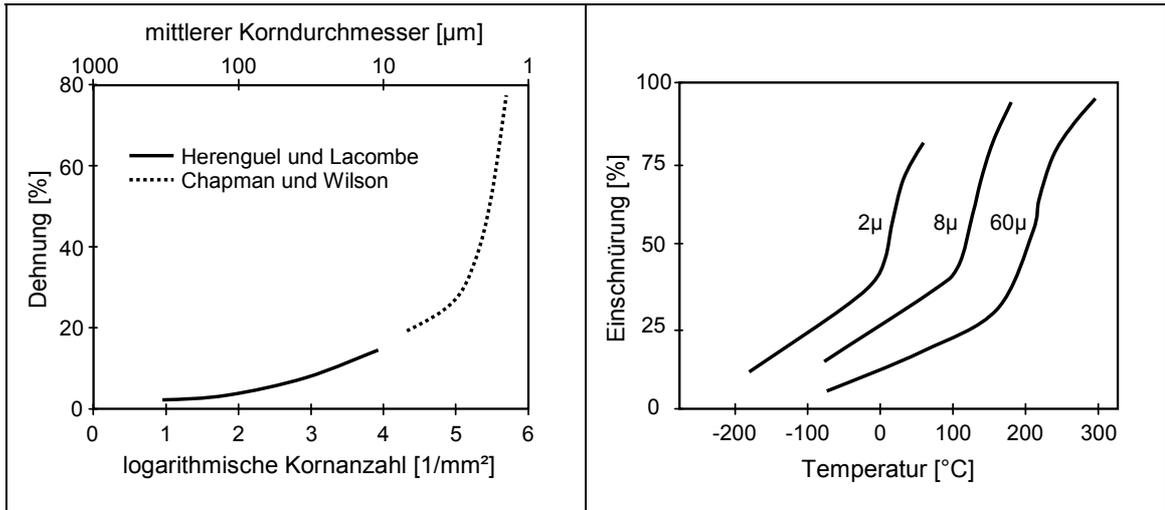


Bild 15: Abhängigkeit der Duktilität von der Korngröße bei Rein-Magnesium [Her36, Wil63]

Bild 16: Einfluss der Temperatur auf die Duktilität in Abhängigkeit von der Korngröße [Wil63]

Neben einer Beeinflussung der plastischen Verformbarkeit ist auch zur Festigkeitssteigerung eine Kornfeinung anzustreben, da hier im Gegensatz zu den anderen Verfestigungsmechanismen der Werkstoff nicht versprödet.

Der Effekt der Kornfeinung auf das mechanische Verhalten von polykristallinen Werkstoffen wurde in einer Vielzahl von Untersuchungen intensiv erforscht. Bereits in den 50er Jahren fassten E.O. Hall und N.J. Petch diesen Zusammenhang in der Hall-Petch-Gleichung [Hal51, Pet53] zusammen.

Hall-Petch-Verhältnis [Hau56]:

$$\sigma_c = \sigma_0 + k \cdot l^{-1/2} = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{l}}$$

Gleichung 7

- σ_c = Verformungsbeginn (Dehn- oder Streckgrenze)
- σ_0 = notwendige Spannung zur Einleitung der Versetzungsbewegung im Korn
- k = Widerstand der Korngrenze gegen plastische Verformung im polykristallinen Haufwerk (Hall-Petch-Konstante)
- l = Korndurchmesser

Das Modell unterscheidet die Mechanismen der Versetzungsbewegung im Kornvolumen (σ_0) und des Versetzungsaustausch an den Korngrenzen (k). Mit einer material- und zustandsspezifischen Anpassung des k -Wertes konnte in verschiedenen Untersuchungen an unterschiedlichen Materialien (Fe, Al, Cu) die Hall-Petch-Gleichung, d.h. der Zusammenhang zwischen sinkender Korngröße

und steigender Fließgrenze verifiziert werden [Arm97, Bac97, Fur96, Fur97, Fur98, Tsu00, Zoq98].

Das Ansteigen der makroskopischen Festigkeitswerte wird zurückgeführt auf den Aufstau von Versetzungen an den Korngrenzen. Dabei wird angenommen, dass die Korngrenzen ein nahezu unüberwindliches Hindernis darstellen. Daraus folgt, dass mit sinkender Korngröße und damit steigender Zahl bzw. Fläche der Korngrenzen, die Festigkeit kontinuierlich steigt.

Die aufgrund plastischer Verformung ablaufenden Vorgänge an den Korngrenzen sind jedoch nicht endgültig geklärt und Gegenstand verschiedener Untersuchungen [Arm97, Fur96, Fur97, Fur98]. Sicher ist jedoch, dass das strukturelle Verhalten der Korngrenzen hinsichtlich Versetzungsdichte, Ausscheidungsbelegung und Gitterorientierung zu benachbarten Körnern einen wesentlichen Einfluss auf das spannungsinduzierte Verformungsverhalten hat. Die Annahme der Gültigkeit der Hall-Petch-Beziehung impliziert, dass bei konsequenter Feinung des metallischen Gefüges durch geeignete Verfahren eine weitere Festigkeitssteigerung möglich ist.

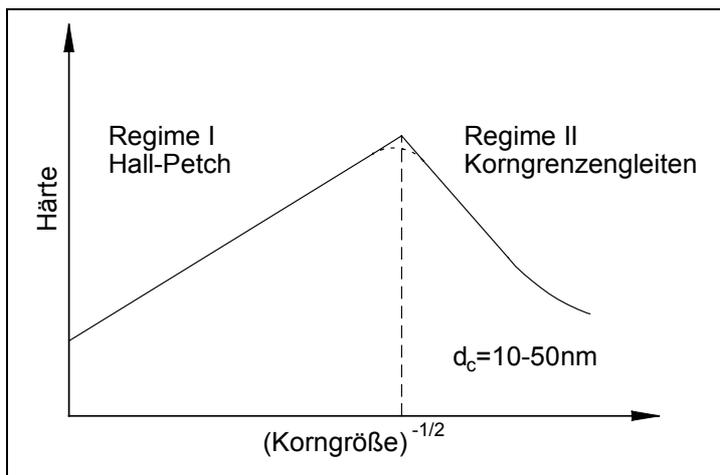


Bild 17: Schema der Abhängigkeit von Härte und Korngröße [Con03]

Nach neueren Untersuchungen scheint jedoch der Gültigkeitsbereich der Hall-Petch-Beziehung nur bis zu einer bestimmten materialabhängigen Korngröße gegeben zu sein. Ab dieser Größe tritt ein so genannter umgekehrter oder negativer Hall-Petch-Effekt auf, wie Conrad [Con02, Con03] anhand der Gefügehärte schematisch aufzeigt (Bild 17).

Conrad [Con03] geht davon aus, dass bis zu einer bestimmten unteren Korngröße der klassische Zusammenhang zwischen Härte-(Festigkeits-)anstieg und Kornfeinung existiert. Ab diesem Korndurchmesser kommt es zu strukturellen Änderungen in der Korngrenzenkonstitution, die ein bevorzugtes Korngrenzengleiten zulassen, was mit einem Absinken der Härte einher geht. Dieser Vorgang ist mit dem Begriff Korngrößenerweichung (Grain Size Softening) benannt und konnte experimentell belegt werden [Con03, Fur96, Sch99].

Bei Betrachtung der Mechanismen des Korngrenzgleitens ergibt sich daraus die Möglichkeit, durch Einstellung einer definierten, sehr feinen Korngröße und Korngrenzstruktur, eine erhebliche Festigkeitssteigerung auch bei Druckbeanspruchung in Verbindung mit einer positiven Duktilitätssteigerung zu erreichen.

2.2.2 Legierungen des Magnesiums

Reines Magnesium ist als Konstruktionswerkstoff aufgrund seiner mechanischen Eigenschaften und der hohen Anfälligkeit zur Korrosion nur bedingt geeignet. Durch entsprechende Legierungselemente lassen sich die mechanisch-technologischen Eigenschaften signifikant beeinflussen.

Bezeichnung von Magnesiumlegierungen

Obwohl es noch keinen verbindlichen internationalen Standard für die Bezeichnung der Magnesiumlegierungen gibt, wird die Kennzeichnung der ASTM (American Society for Testing and Materials) immer stärker akzeptiert. Danach werden die beiden Hauptlegierungselemente in der Reihenfolge absteigenden Gehalts durch je einen Buchstaben kodiert (vergleiche Abschnitt: Abkürzungen und Formelzeichen). Es folgen Ziffern, die gerundet den Massengehalt dieser Elemente angeben [Mgt00]. Im Rahmen dieser Arbeit wird, soweit nicht anders angegeben, diese Nomenklatur verwendet.

Legieren von Magnesium

Mechanismen wie Mischkristall- oder Ausscheidungshärtung, die einen Einfluss auf die Festigkeit, insbesondere auf die Warmfestigkeit des Materials haben, sowie das Zulegieren weiterer Metalle und deren Einfluss auf die Mikrostruktur des Werkstoffs erweitern das eingeschränkte Eigenschaftsprofil von Magnesium und machen es als Konstruktionswerkstoff interessant [Kai02]. Mit Hilfe geeigneter Legierungszusätze können die statischen und dynamischen Werkstoffkennwerte des Magnesiums auf das Zwei- bis Dreifache gesteigert werden.

Magnesiumlegierungen lassen sich ihren Umformeigenschaften entsprechend in Knetlegierungen und Gusslegierungen einteilen. Hierbei zeichnen sich Knetlegierungen durch ein für Verformungen günstiges Gefüge aus. Zu den Gusslegierungen zählen beispielsweise AZ91, AS21, AM60 und AM50 [Mgt00]. In der Gruppe der Knetlegierungen sind nur wenige Legierungen vertreten wie AZ31 und ZM21, was sich durch eine im Allgemeinen schlechte Umformbarkeit des Magnesiums erklären lässt. Bei heutigen Knetlegierungen haben sich im Wesentlichen die Elemente Aluminium mit Gehalten bis zu 9%, Mangan bis zu Gehalten von 2,3%, Seltene Erden, Yttrium, Zirkon und Zink mit Gehalten bis zu

4% bewährt. In neuerer Zeit wird Lithium als Legierungselement in Erwägung gezogen [Bau01, Fis99]. Die Gruppe der Knetlegierungen lässt sich weiter unterteilen in Strangpress- und Schmiedelegierungen. Strangpresslegierungen besitzen dabei im Allgemeinen in der Summe unter 6% an Legierungselementen da höher legierte Magnesiumwerkstoffe nur sehr schwer zu verpressen sind und zu Heißrissen neigen.

Die Gruppe der AZ-Legierungen zeichnet sich durch günstige Festigkeitswerte und gute Duktilität aus. In High-Purity-Qualität mit niedrigen Eisen-, Nickel- und Kupfer-Gehalten weisen diese Legierungen zusätzlich eine gesteigerte Beständigkeit gegen Korrosion auf. Aus umformtechnischen Gründen eignen sie sich insbesondere für Strangpressprodukte, aber auch für einfache Schmiedestücke. Aufgrund von Kostenvorteilen in der Vormaterialherstellung und ihrer attraktiven Eigenschaftskombinationen werden die AZ-Legierungen weitaus häufiger eingesetzt als Legierungen anderer Gruppen. Die ZM-Legierungen besitzen eine hohe Duktilität und eine sehr gute Umformbarkeit. Magnesiumlegierungen mit mehr als 3% Zn neigen jedoch beim Schweißen zu Heißrissen. Im Folgenden wird kurz auf den Einfluss der wichtigsten Legierungselemente des Magnesiums eingegangen.

Legierungselement Aluminium

Aluminium ist das wichtigste Legierungselement des Magnesiums. Es steigert bei Aluminiumgehalten von 2% bis etwa 6% die Zugfestigkeit und die Härte des Magnesiums durch Mischkristallbildung bzw. durch Ausscheidungshärtung aufgrund der Bildung einer $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase an den Korngrenzen. Aluminium begünstigt zudem die Feinkornbildung. Magnesium bildet mit Aluminium bei höheren Gehalten die intermetallische Phase Al_2Mg_3 . Die maximale Löslichkeit von Aluminium liegt für eine Temperatur von $436^\circ C$ bei 12,7%. Knetlegierungen auf Magnesiumbasis haben aus Gründen einer noch ausreichenden Duktilität Aluminiumgehalte bis zu 9%. Bis zu einem Aluminiumgehalt von 7% sind AZ-Legierungen warmwalzbar und mit Aluminiumgehalten bis zu 8% mit Hilfe des Strangpressens warmumformbar. Mit Aluminiumgehalten über 9% wird der Magnesiumwerkstoff zunehmend spröder. Durch Oberflächenpassivierung trägt Aluminium zum Korrosionsschutz von Magnesium bei. Darüber hinaus bewirkt Aluminium eine Verringerung der hohen Kerbempfindlichkeit und der schlechten Zähigkeit von Reinformmagnesium [Bau01, Mgt00].

Legierungselement Zink

Zink wird von Magnesium unter Bildung von Mischkristallen mit der Phase $MgZn$ temperaturabhängig in größeren Mengen gelöst. Eine Zulegierung bis zu 3%

Zink erhöht die Bruchfestigkeit und die Schwingungsfestigkeit des Magnesiums. Zinkgehalte über 3% hinaus führen jedoch zur drastischen Absenkung der Bruchdehnung. Zinkhaltige Magnesiumlegierungen sind warm-aushärtbar. Für die Legierungen AZ31 und AZ61 kann nach Rosenkranz [Ros56] durch eine Warm-aushärtung keine wesentliche Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erzielt werden. Technische Bedeutung hat das Warm-aushärten von AZ-Legierungen erst bei einem Aluminiumgehalt von mehr als 6%. Bei entsprechenden Legierungen (z.B. AZ71, AZ80 oder AZ91) kann die Bruchfestigkeit um 30% bis 40% gesteigert werden (Warm-aushärtungseffekt). Zink begünstigt ebenso wie Aluminium die Feinkornbildung [Bau01].

2.2.3 Gießtechnische Verarbeitung

Unabhängig von den angewendeten Gießverfahren und der Einstellung gewünschter Gefügeparameter durch spezifische Abkühlbedingungen stellt die technische Verarbeitung von Magnesium und Magnesiumlegierungen besondere Anforderungen an die Gießtechnik. Vor allem die hohe Reaktivität der Magnesium-Schmelze und der geringe Wärmeinhalt macht eine aufwendigere und eine besser angepasste Handhabung und Führung der Schmelze notwendig als dies z.B. bei der gießtechnischen Verarbeitung von Aluminium der Fall ist [Hol02].

Die für das Strangpressen und das Schmieden notwendigen Vormaterialien werden wie auch bei anderen Werkstoffen überwiegend im Strangguss oder im Niederdruckguss hergestellt. Für Magnesium findet bei kleineren Stückzahlen und Sonderlegierungen auch der Kokillenguss Anwendung.

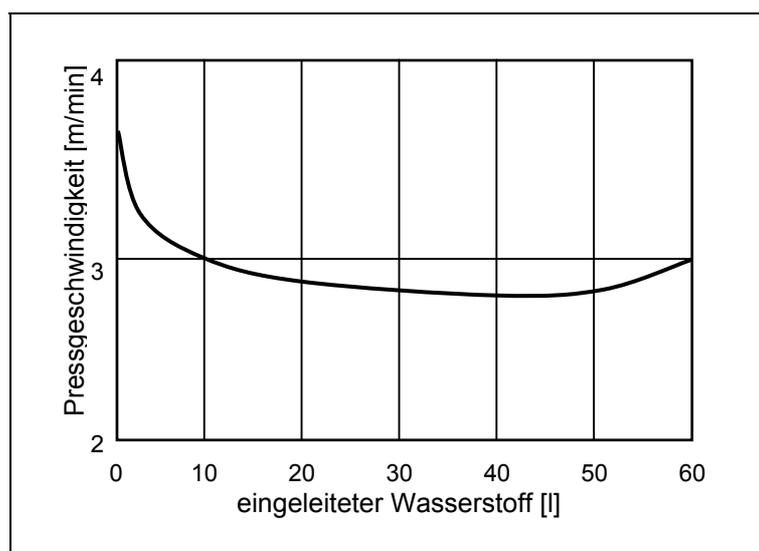


Bild 18: Abhängigkeit der maximalen Pressgeschwindigkeit vom Wasserstoffgehalt [Sch54]

Schichtel [Sch54] beschreibt einen Einfluss auf die maximal erreichbare Pressgeschwindigkeit durch entsprechende Schmelzebehandlungen. So wurde festgestellt, dass Blöcke aus mit Elfinal (siehe folgenden Absatz) behandelten oder aus zwischen-erstarrten Schmelzen mit einer dreifach höheren Pressgeschwindigkeit verformt werden

können, als Blöcke aus normalen Schmelzen. Dieses wird dadurch begründet, dass ein möglichst niedriger Wasserstoffgehalt angestrebt werden sollte, weil der Korngröße beim Strangpressen nach Schichtel keine ausschlaggebende Bedeutung zukommt; Blöcke mit Stengelkristallen lassen sich demnach ebenso verpressen wie solche mit feinem Gefüge. Bild 18 zeigt hierbei den Einfluss des Wasserstoffgehaltes auf die Pressgeschwindigkeit. Bei diesen Versuchen wurde in eine 10 kg-Schmelze Wasserstoff eingeleitet. Die daraus abgegossenen Blöcke mit einem Durchmesser von \varnothing 63 mm wurden anschließend zu Stangen von \varnothing 10 mm verpresst [Sch54].

Das 1941 eingeführte Elfingverfahren [Patent: DWP 2679] besteht grundsätzlich darin, dass in das geschmolzene Metall eine gewisse Menge sublimiertes, wasserfreies Ferrichloridpulver (Elfing = FeCl_3) eingebracht wird, wodurch neben der Minimierung des Wasserstoffgehaltes, eine Kornfeinung erzielt wird. Alternativ lässt sich auch durch Einspülen entsprechender Gase der Wasserstoff aus der Schmelze herauspülen [Eml66]. Die heutige angepasste Schmelzehandhabung unter Schutzgas minimiert das Problem der Wasserstoffaffinität des Magnesiums weitestgehend auch ohne gesonderte Schmelzebehandlung.

2.2.4 Stranggepresste Magnesiumhalbzeuge

Durch die Warmumformung mit Hilfe des Strangpressens wird das grobe Gussgefüge in ein feinkörniges Gefüge umgewandelt. Diese Gefügeumwandlung ist bei Magnesiumlegierungen mit einer deutlichen Verbesserung der Werkstoffkennwerte verbunden.

Aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur steht Magnesiumwerkstoffen bei Raumtemperatur nur eine Gleitebene zur Verfügung. Erst bei Temperaturen oberhalb von $\sim 225^\circ\text{C}$ werden weitere Gleitebenen aktiviert, die eine Umformung ermöglichen. Demnach liegen auch die Umformtemperaturen beim Strangpressen zwischen 250° bis 450°C , wobei Pressverhältnisse wie bei Aluminiumwerkstoffen erreicht werden.

Magnesiumwerkstoffe sind pressschweißbar. Damit können zur Rohr- und Hohlprofilherstellung Kammer- und Brückenwerkzeuge eingesetzt werden. Rohre mit großen Durchmessern werden wie Aluminium über Dorne gepresst. Auch die Anwendung des Block-auf-Block-Pressens ist bei Magnesiumwerkstoffen möglich. Allerdings verschlechtern zunehmende Aluminiumgehalte die Pressschweißbarkeit [Bau01].

2.2.4.1 Einfluss des Umformgrades

Die erreichbaren Werkstoffkennwerte verbessern sich mit zunehmendem Pressverhältnis, d.h. mit zunehmender „Durchknetung“ während des Pressens [Bau01, Bec39]. Das Pressverhältnis ist dabei, wie in Gleichung 4 beschrieben, definiert.

Bild 19 zeigt hierzu die Kennwerte der Zugfestigkeit und Bruchdehnung einer AM10-Legierung in Abhängigkeit vom Pressverhältnis bzw. vom Profildurchmesser. Bei dieser Versuchsserie wurde ein Block mit einem Durchmesser von 175 mm in einem Rezipienten mit 180 mm Innendurchmesser auf verschiedene Profildurchmesser einsträngig verpresst. Es wird deutlich, dass im Sinne einer homogenen Gefügeausbildung ein Gesamtpressverhältnis von mindestens 5 realisiert werden sollte. Das Strangpressen von Magnesium ermöglicht somit porenfreie Gefügestrukturen, wie sie für hohe werkstoffliche und sicherheitsrelevante Anforderungen unabdingbar sind [Fis99].

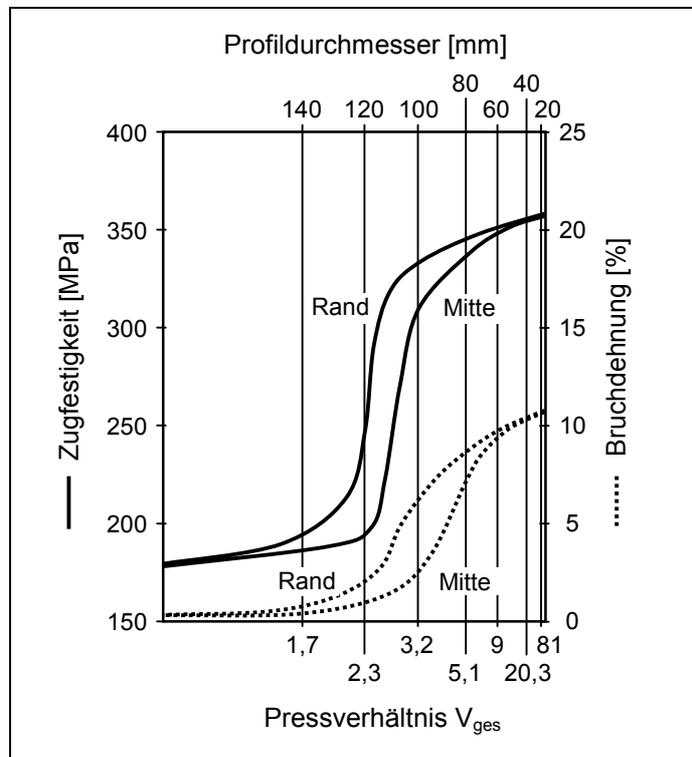


Bild 19: Zugfestigkeit und Bruchdehnung einer AM10-Legierung in Abhängigkeit vom Pressverhältnis [Bec39]

Dzwonczyk beschreibt eine Untersuchung, bei der AZ31-Profile bei konstanter Temperatur und verschiedenen Pressverhältnissen stranggepresst wurden. Der Gefügevergleich des Profils, welches mit dem höchsten Strangpressverhältnis (27,9) gepresst wurde mit dem bei niedrigstem Strangpressverhältnis (8,8) gepressten, ergibt für den mit höchstem Strangpressverhältnis ein wesentlich homogeneres Gefüge. Dzwonczyk begründet dies mit einer bei einem höheren Strangpressverhältnis weiter fortgeschrittenen Rekristallisation. Bei der Untersuchung der Korngrößen nach vier unterschiedlichen Strangpressverhältnissen (8,8; 13,7; 21,4; 27,9) wird hier außer einer geringen Häufung großer Körner beim geringsten Strangpressverhältnis ab einem Pressverhältnis >13,7 kein wesentlicher Einfluss mehr auf die Homogenität festgestellt [Dzw02].

Der Einfluss von verschiedenen Strangpressverhältnissen auf die Umformbarkeit von Magnesium ist wesentlich geringer als der Einfluss durch unterschiedliche Temperaturen und Umformgeschwindigkeiten. Die Fließkurven von mit unterschiedlichen Strangpressverhältnissen gepressten Profilen verlaufen parallel zueinander und dies z.T. so dicht beieinander, dass kaum von einem Einfluss des Strangpressverhältnisses gesprochen werden kann. Geringe erkennbare Abweichungen treten lediglich bei Strangpressverhältnissen von 25 auf, wo die Fließkurve geringfügig unterhalb der Kurve für ein Pressverhältnis von 15 verläuft. Diese Tatsache lässt vermuten, dass sich eine stärkere plastische Verformung günstig auf eine anschließende gleichartige Verformung auswirkt. Es ist möglich, dass sich durch die stärkere Vorverformung eine günstigere Struktur des Kornes gebildet hat. Ein derartig feines Korn verringert die Spannung für eine spätere gleichartige Verformung. Nach einer Mindestumformung im Strangpressschritt zur Einstellung eines feinkörnigen Gefüges, hat ein größeres Strangpressverhältnis kaum noch Einfluss auf das Fließverhalten [Mgt00]. Neben dem Strangpressverhältnis hängen die mechanischen Eigenschaften stranggepresster Magnesiumlegierungen auch deutlich von der Geometrie des Profils ab, wie Closset für eine ZK60-Legierung darstellt [Clo98].

2.2.4.2 Einfluss der Umformgeschwindigkeit und der Umformtemperatur

Die Umformgeschwindigkeit und die Umformtemperatur sind sehr stark miteinander verknüpft. Die Umformtemperaturen zum Strangpressen von Magnesium liegen im Allgemeinen werkstoffabhängig von 250°C bis 450°C. Dabei können Pressverhältnisse wie bei Aluminiumwerkstoffen erreicht werden. Auch für Magnesium gilt der in Bild 10 aufgeführte Zusammenhang zwischen der Blocktemperatur und der Strangpressgeschwindigkeit. Untersuchungen von Barnett [Bar03] zeigen die Ergebnisse entsprechender Versuche mit Magnesiumlegierungen unter Variation des Aluminiumgehaltes. Bereits Harris [Har47] stellte fest, dass die Pressbarkeit und die Strangpressgeschwindigkeit von Magnesiumwerkstoffen mit zunehmendem Al-Gehalt abnimmt. Barnett beschreibt zudem einen mathematischen Ansatz zur Darstellung dieser Zusammenhänge, welcher jedoch auf den Ansätzen von Aluminiumwerkstoffen beruht. Grundsätzlich gilt, dass strangpressbare Magnesiumlegierungen nicht zuletzt wegen ihrer hexagonalen Gitterstruktur zu den schwer pressbaren Werkstoffen zählen. Die erreichbaren Strangpressgeschwindigkeiten bewegen sich im Geschwindigkeitsbereich der mittelschwer bis schwer pressbaren Aluminiumwerkstoffe [Bau01].

Untersuchungen von Chino und Mabuchi zeigen, dass die resultierende Korngröße von AZ91-Legierungen mit steigender Umformtemperatur zunimmt. So wurde bei einer Umformtemperatur von 200°C eine Korngröße von 1,2 µm und bei 450°C eine Korngröße von 59,1 µm erreicht [Chi01, Kum00]. Da nach Hall-

Petch ein feinkörniges Gefüge anzustreben ist, ist somit die Strangpresstemperatur im Rahmen des in Bild 10 dargestellten Zusammenhanges möglichst niedrig zu wählen.

2.2.4.3 Anisotropie und Asymmetrie umgeformter Magnesiumwerkstoffe

Neben der sehr schlechten Kaltverformbarkeit besitzen Magnesiumwerkstoffe einen weiteren sehr bedeutenden Nachteil. So zeigen stranggepresste Halbzeuge eine stark ausgerichtete Verformungstextur. Dabei bildet z.B.

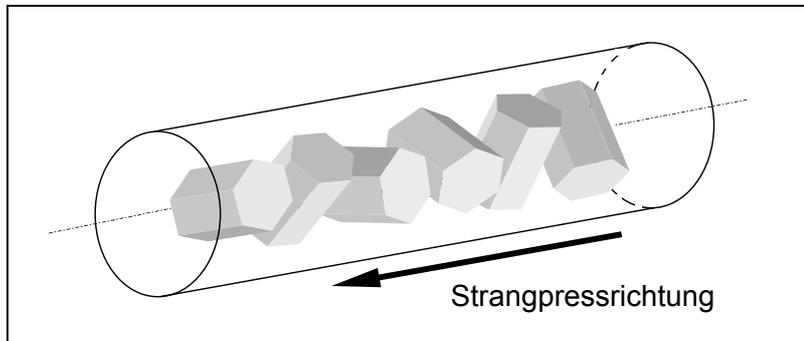


Bild 20: Ausrichtung des hexagonalen Gefüges nach dem Strangpressen [Eml66, Was62]

stranggepresstes Rundmaterial eine überwiegende Ringfasertextur, wie in Bild 20 schematisch dargestellt [Eml66, Was62]. Diese Fasertextur ist dadurch gekennzeichnet, dass sich die Basisebenen ($\{0001\}$ -Ebenen) parallel zur Umformrichtung also zur Strangpressrichtung ausrichten. Die negativen Auswirkungen dieser Textur zeigen sich zum einen in einer ausgeprägten Zug-/ Druck-Anisotropie sowie in einer Asymmetrie bezogen auf die Lage der Beanspruchungsrichtung zur Strangpressrichtung [Bac02, Gra03, Mgt00].

Die Auswirkungen der Anisotropie sind in Bild 21 anhand der Spannungs-Dehnungskurven

aus einem Zug- und einem Druckversuch einer stranggepressten ZM21-Legierung dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die plastische Verformung bei Druckbeanspruchung wesentlich früher einsetzt als bei Zugbeanspruchung. Dieses

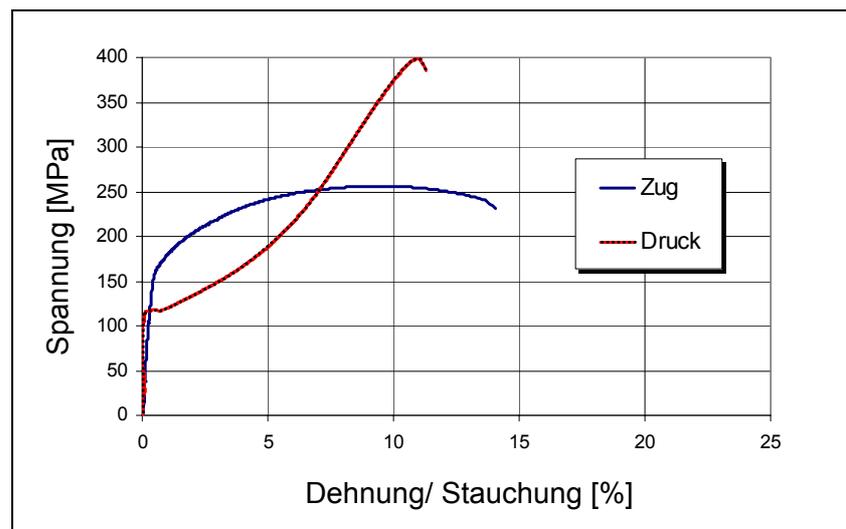


Bild 21: Zug-/ Druck-Anisotropie einer stranggepressten ZM21-Legierung [Bac02]

hat insbesondere für die rechnerische Auslegung von Bauteilen eine hohe Be-

deutung, da bei Druckbeanspruchung der Konstruktionswerkstoff frühzeitig plastisch versagt und somit der gewichtsspezifische Vorteil des Magnesiums verloren geht [Lan03, Mue03b, Muk01].

Neben dem Gleiten als wichtigsten und dominierenden Verformungsprozess in duktilen Werkstoffen gibt es noch andere Verformungsmöglichkeiten wie Diffusionsvorgänge und mechanische Zwillingsbildung. Diffusionskriechen spielt vor allem bei hohen Temperaturen (Hochtemperaturkriechen) eine wesentliche Rolle. Die Zwillingsbildung ist dagegen ein Verformungsmechanismus, der besonders bei tiefen Temperaturen wichtig ist. Zwillingsbildung ist eine Scherverformung, bei der ein Kristallbereich in eine zur Ausgangslage (Matrix) spiegelsymmetrische Lage überführt wird (Bild 22). Die Spiegelebene gehört dem Zwilling und der Matrix gemeinsam und wird als Zwillingslebene bezeichnet. Die Geometrie der Zwillingsbildung wird beschrieben durch die Zwillingslebene und die Richtung der Scherung, d.h. das Zwillingssystem. Das Zwillingssystem der hexagonalen Gitterstruktur ist in Tabelle 3 aufgeführt.

In kubischen Kristallen gibt es mindestens ein Zwillingssystem bei jeder Art von Beanspruchung, das die erforder-

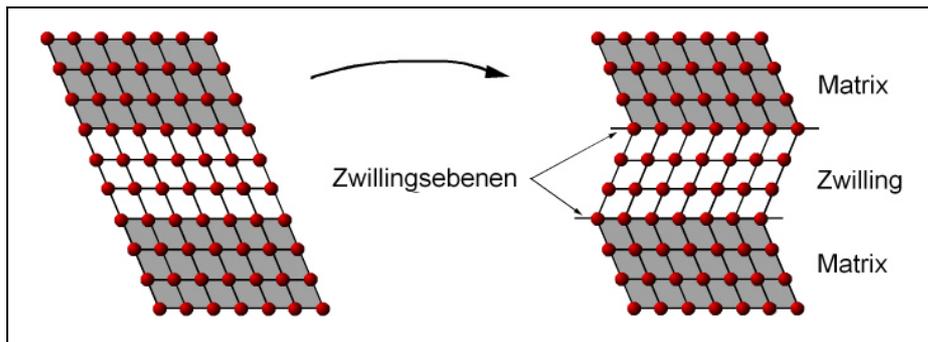


Bild 22: Prinzip der Zwillingsbildung

liche Formänderung begünstigt. Bei weniger symmetrischen Kristallstrukturen wie dem hexagonalen Gitter ist dies nicht der Fall, da die drei Hauptachsen des Gitters nicht äquivalent sind.

Tabelle 3: Zwillingssysteme des hexagonalen Gitters [Got01]

Gittertyp	Zwillingslebene	Richtung der Verschiebung	Verschiebungsebene
hdp	{10-12}	<10-11>	{1-210}

Infolge der Zwillingsbildung ändert die Probe ihre Form derart, dass sie sich in einigen Richtungen verlängert und in anderen verkürzt. Bild 23 zeigt dies schematisch. Ein Zwillingssystem kann daher nur dann betätigt werden, wenn die Zwillingscherung die aufgezwungene Formänderung begünstigt, also z.B. bei Zugverformung die Probe in Zugrichtung auch verlängert. Aus diesem Grund ist

im Gegensatz zur kristallographischen Gleitung die Zwillings-scherung auf einem Zwillings-system einsinnig, d.h. die Scherbewegung zur Zwillingsbildung kann nur in eine und nicht in die umgekehrte Richtung stattfinden.

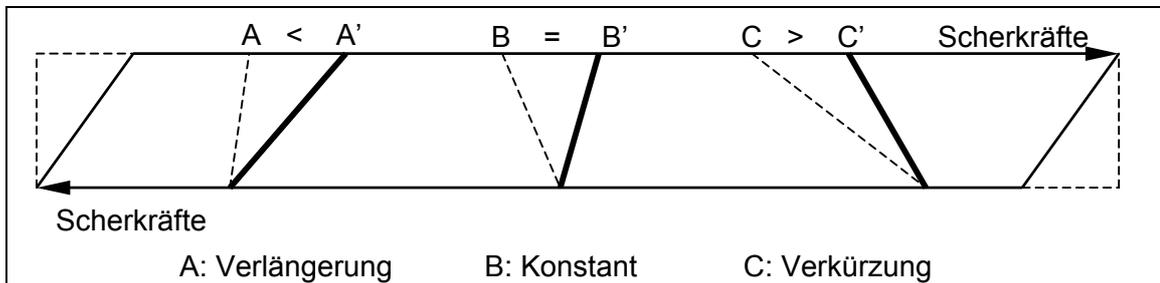


Bild 23: Verlängerung/ Verkürzung durch Zwillingsbildung

Wie in Abschnitt 2.2.1 dargestellt, liegt bei der plastischen Umformung von Magnesium neben dem Gleiten in der Basisebene ein weiterer Verformungsmechanismus durch Zwillingsbildung bei Druckbeanspruchung senkrecht zur Basisebene vor (Bild 24, Tabelle 3). Da Zwillingsbildung einsinnig ist, wird auch diese nur in eine Richtung unterstützt. Die Richtung ist dabei wiederum abhängig vom c/a -Verhältnis der hexagonalen Gitterstruktur. Bild 25 verdeutlicht die Einsinnigkeit der Zwillingsbildung beim hexagonalen Gitter. In Abhängigkeit vom c/a -Verhältnis wird durch die Zwillingsbildung der Kristall senkrecht zur Basisebene entweder verlängert ($c/a < 1,73$) oder verkürzt ($c/a > 1,73$). Staucht man also ein hexagonales Material senkrecht zur Basisebene, so kann es sich durch Zwillingsbildung nur verformen, wenn $c/a > 1,73$ ist [Got01].

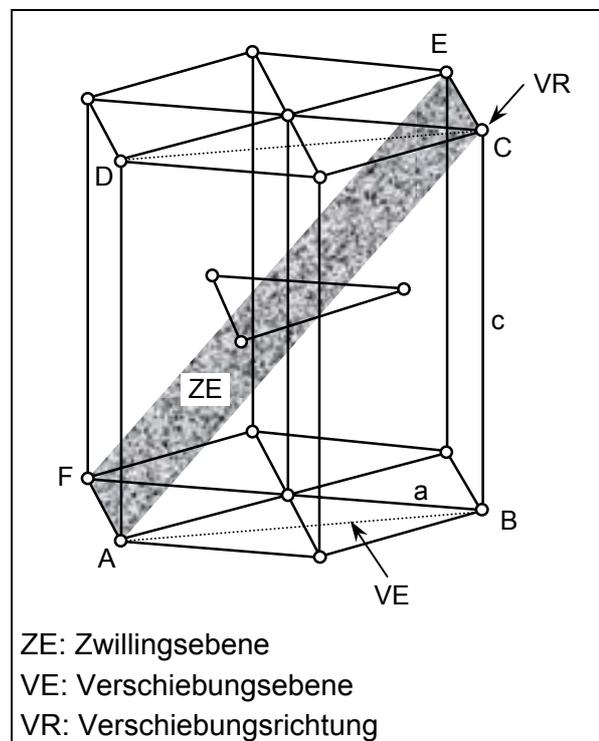
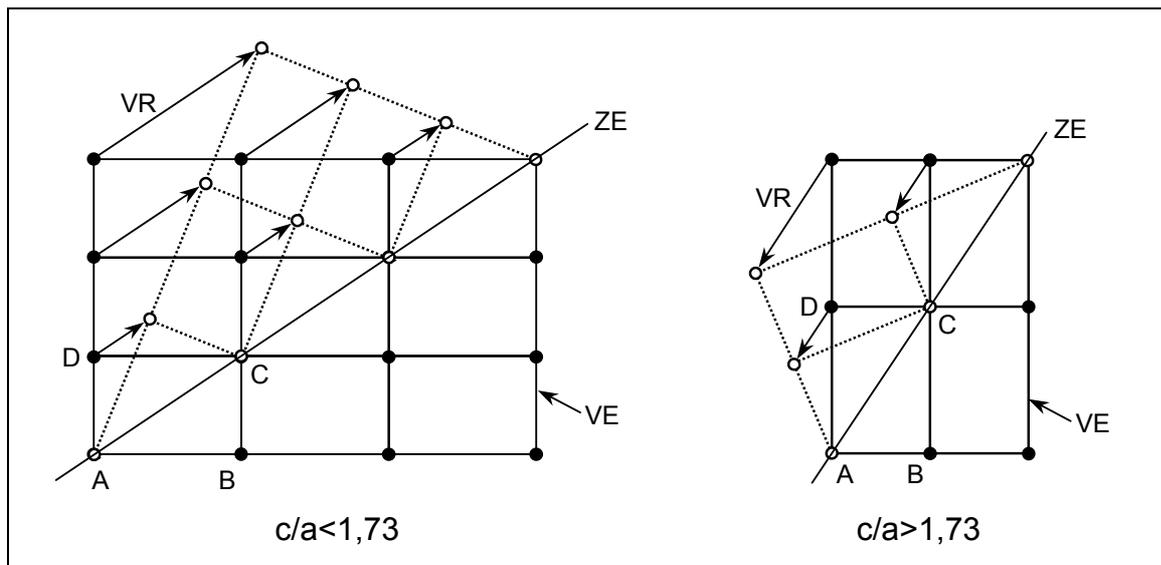


Bild 24: Zwillingssebene

Magnesium besitzt ein Verhältnis von $c/a_{Mg} = 1,6236$ [Got01]. Aus diesem Grund wird die Zwillingsbildung durch eine Zugbeanspruchung senkrecht zur Basisebene unterstützt. Analog hierzu wird durch Zwillingsbildung eine Druckbeanspruchung parallel zur Basisebene unterstützt [Eml66]. In Verbindung mit stranggepressten Magnesiumhalbzeugen, die eine geordnete Orientierung aufweisen, ergibt sich die in Bild 21 deutlich sichtbare Zug-Druck-Anisotropie.

Bild 25: Zwillingsbildung im hexagonalen Gitter für $c/a < 1,73$ und $c/a > 1,73$ [Got01]

Neben dieser Anisotropie besitzen umgeformte Magnesiumhalbzeuge eine ausgeprägte Asymmetrie bezüglich ihrer mechanischen Eigenschaften. So haben unter anderem Zugproben aus stranggepressten Halbzeugen aus Magnesiumlegierungen in Längsrichtung, d.h. in Pressrichtung, wesentlich höhere Werte der 0,2%-Dehngrenze, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung als in Querrichtung [Bac02]. Wird als Maß für die Asymmetrie der Eigenschaften eines Werkstoffes der Quotient r_{90} der Zugfestigkeitswerte quer/ längs betrachtet, so können sich für Magnesiumwerkstoffe Werte von ca. $r_{90} = 0,6$ bis $0,7$ ergeben. Fließkurven von Zugproben aus Magnesium, die aus Stangen unter verschiedenen Winkeln zur Pressrichtung entnommen wurden, zeigten in Pressrichtung abhängig von der Formänderung einen bis zu 3,6-fachen Wert der Fließspannung verglichen mit der Querrichtung [Bau01]. Analog zur Anisotropie ist diese Asymmetrie zu begründen. Da Zwillingsbildung eine Zugbeanspruchung senkrecht zur Basis-ebene unterstützt, zeigen Versuche quer zur Strangpressrichtung ein früheres plastisches Versagen als Versuche in Strangpressrichtung.

Das c/a -Verhältnis lässt sich durch Legieren mit Lithium signifikant verringern. Silber, Zink und Yttrium bewirken ebenfalls eine Abnahme des c/a -Verhältnisses, wobei der Einfluss dieser Legierungselemente sehr gering ist. Andere Legierungselemente wie Aluminium erhöhen hingegen das c/a -Verhältnis [Agn01, Jas04, Ray59].

Zusätzlich zu den in Tabelle 3 aufgeführten Zwillings-ebenen werden in [Eml66] weitere Typen der Zwillingsbildung bei Raumtemperatur beschrieben, die jedoch eine untergeordnete Rolle spielen.

3 Ausgangssituation, Zielsetzung und Arbeitsprogramm

Vor dem Hintergrund des dargestellten Forschungs- und Entwicklungsstandes lassen sich Ausgangssituation, Zielsetzung und Arbeitsprogramm folgendermaßen formulieren:

Ausgangssituation

Magnesium ist ein äußerst innovativer Leichtbauwerkstoff. Durch seine sehr geringe Dichte stellt es eine Möglichkeit dar, Gewichtseinsparungen von Bauteilen und Komponenten zu realisieren. Insbesondere im Fahrzeugbau bestehen starke Bestrebungen zur Massenreduzierung aufgrund stark steigender Energiekosten und der Notwendigkeit zur Schadstoffreduzierung. Darüber hinaus lässt sich Magnesium hervorragend spanend bearbeiten sowie im Druckguss aufgrund seiner geringen Affinität mit Eisen außerordentlich gut gießen. Dabei können auch sehr dünnwandige Bauteile hergestellt werden. In Bezug auf die Wiederverwertbarkeit weisen gängige Magnesiumbauteile sehr gute Voraussetzungen auf. So lassen sie sich zum einen ohne Probleme einschmelzen und der Prozesskette erneut zuführen, zum anderen sind sie nicht toxisch für Mensch und Umwelt.

Das Strangpressen ist ein effektives Verfahren, um komplizierte Profilgeometrien aus Magnesiumlegierungen herzustellen. Dabei bestehen zurzeit vor allem im Bereich der Aluminiumwerkstoffe große Erfahrungen, die jedoch nicht ohne weiteres auf Magnesiumwerkstoffe übertragen werden können. Dies hängt vor allem mit der hexagonalen Gefügestruktur gängiger Magnesiumlegierungen zusammen. So ergibt sich, dass sie aufgrund ihrer schlechten Kaltverformbarkeit nur oberhalb von etwa 225°C umgeformt werden können. Auch bei der Warmumformung zählen sie im Vergleich zu Aluminiumwerkstoffen zu den mittelschwer bis schwer strangpressbaren Werkstoffen.

Stranggepresste Profile aus Magnesium weisen verschiedene Nachteile auf. So besitzen sie eine ausgesprochene Asymmetrie der mechanischen Eigenschaften im Zug- und Druckversuch sowie eine deutliche Zug-/ Druck-Anisotropie aufgrund der Zwillingsbildung bei Druckbeanspruchung. Dieses ist zur Bauteilauslegung und Schadensvorhersage durch Simulation nur bedingt zu erfassen. Für heutige Anwendungen, insbesondere im Automobilbau, ist die Simulation des Bauteilverhaltens jedoch Voraussetzung für den Einsatz in sicherheitsrelevanten Strukturbereichen. Das Gleiche gilt für die Zug-/Druck-Anisotropie. Durch die niedrige Stauchgrenze stranggepresster Magnesiumprofile geht der gewichts-

spezifische Vorteil des Magnesiums verloren, wodurch der Einsatz dieses Werkstoffes in Verbindung mit dem noch recht hohen Preis der Legierungen meist nicht wirtschaftlich ist.

Zielsetzung

Das Strangpressen von Magnesiumlegierungen wird durch die Wirtschaftlichkeit des Prozesses sowie durch die erreichbaren Eigenschaften der verpressten Profile bewertet. Dabei erfordern diese Kriterien meist stark divergierende Prozessparameter. Aus der Literatur sind fast keine Daten und Informationen zum Strangpressen dieser Werkstoffgruppe bekannt. Insbesondere konnten keine aktuellen Arbeiten im Zusammenhang mit diesen beiden Anforderungsaspekten gefunden werden.

Aus der Identifikation der Zusammenhänge zwischen Prozessparametern und Werkstoffeigenschaften beim Strangpressen gängiger Magnesiumwerkstoffe ergibt sich somit die Zielsetzung dieser Arbeit. Die zu untersuchenden Prozessparameter umfassen dabei nicht nur die Parameter des Strangpressvorganges, sondern auch die Einbeziehung verschiedener Aspekte des Ausgangsmaterials und möglicher Nachbehandlungen des verpressten Profils. Bild 26 stellt hierzu die Unterteilung der verschiedenen Aspekte dar.

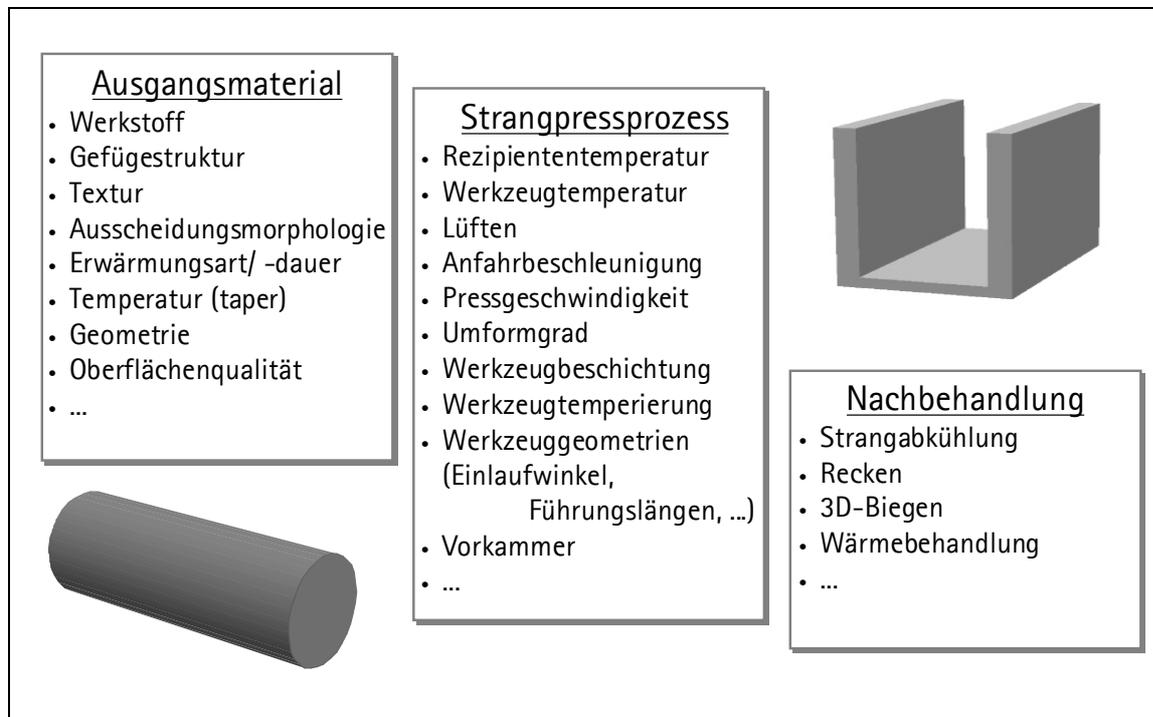


Bild 26: Unterteilung der verschiedenen Aspekte beim Strangpressen

Arbeitsprogramm

Das Arbeitsprogramm ergibt sich aus der beschriebenen Zielsetzung, also der Ermittlung der Zusammenhänge und Wechselwirkungen zwischen den verschiedenen verfahrenstechnischen Prozessparametern beim Strangpressen, der Analyse und Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der verpressten Profile sowie den damit zusammenhängenden werkstoffphysikalischen Vorgängen bei gängigen Magnesiumlegierungen. Nur die Kombination der beiden ingenieurwissenschaftlichen Fachgebiete Umform- und Werkstofftechnik ermöglicht hierbei die Ermittlung grundlegender Erkenntnisse über diese komplexen Zusammenhänge. Diese Ergebnisse ermöglichen ein besseres Verständnis für den Werkstoff Magnesium im Hinblick auf die Umformung durch Strangpressen.

Bild 27 verdeutlicht das Arbeitsprogramm grafisch. Ausgehend von verschiedenen Parametern findet eine Charakterisierung und Bewertung sowohl des Prozesses als auch der erzielten Werkstoffeigenschaften statt. Das ECAE-Verfahren dient dabei der reproduzierbaren Einstellung feinkörniger Gefügemorphologien des Vormaterials für das Strangpressen.

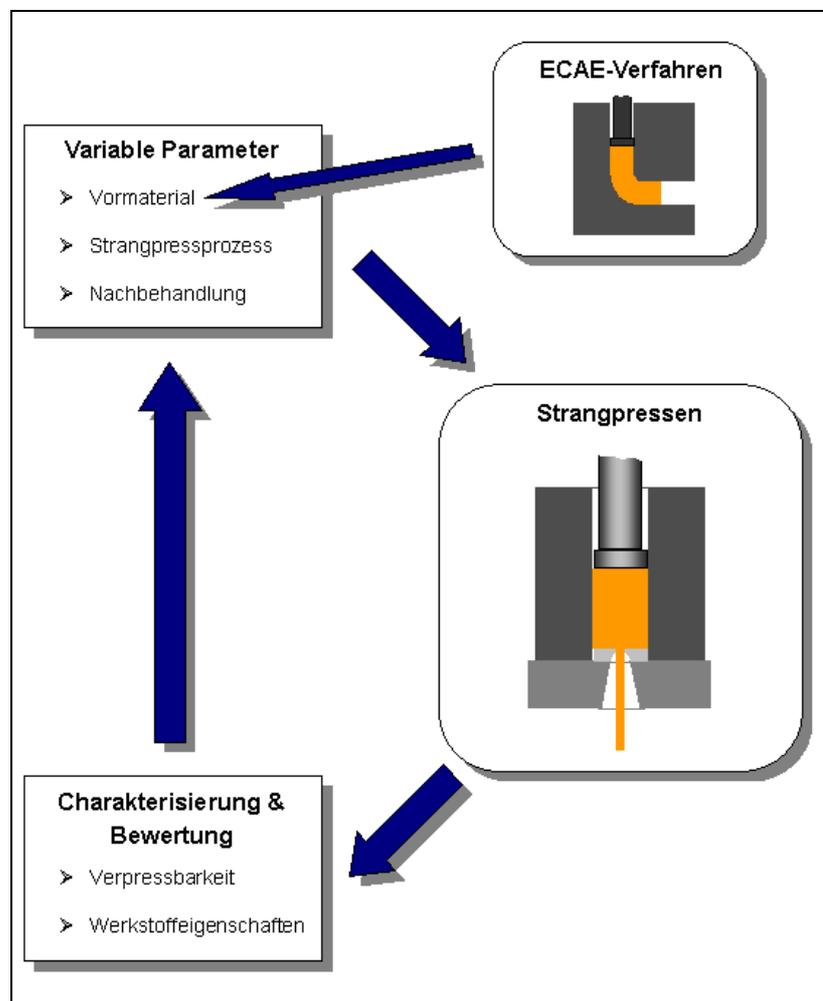


Bild 27: Arbeitsprogramm

4 Anlagen und Verfahren

4.1 Strangpressen

Zur Durchführung der Strangpressversuche standen zwei Strangpressanlagen zur Verfügung: Zum einen eine 8 MN Versuchsstrangpresse sowie eine 0,8 MN Laborpresse.

Die 8 MN Versuchsstrangpresse des Forschungszentrums Strangpressen (FZS) der TU-Berlin [For04] kann wahlweise direkt und indirekt pressen. Diese Anlage hat folgende technische Spezifikation:

Bauart:	horizontal, mit innenliegender Lochvorrichtung
Pressverfahren:	direkt, indirekt
Presskraft:	8 MN
Stempelgeschwindigkeit:	0 bis 40 mm/s, geregelt
Pressstempelhub:	1180 mm
Durchmesser des Rezipienten:	85, 110, 140 mm (beheizbar)
Blocklänge, max.:	500 mm
Antrieb:	direkte Ölhydraulik
Bolzenerwärmung:	Induktiverwärmung

Durch die messtechnische Erfassung von Stempelkraft und Rezipientenkraft ist es mit

$$F_{St} = F_R + F_M \text{ [N]} \quad \text{Gleichung 8}$$

F_{St} = Stempelkraft

F_R = Reibkraft = Rezipientenkraft

F_M = Matrizenkraft

möglich, die Matrizenkraft rechnerisch zu bestimmen. Somit können verschiedene Einflussfaktoren getrennt voneinander analysiert werden.

Insgesamt wurden an dieser Presse drei verschiedene Profilgeometrien für die durchgeführten Untersuchungen verpresst. Bei einem Rezipientendurchmesser von 110 mm lässt sich nach Gleichung 2, 3 und 4 der Umformgrad nach

$$\varphi = \ln\left(\frac{A_I}{A_{II}}\right) = \ln\left(\frac{d_I^2}{d_{II}^2}\right). \quad \text{Gleichung 9}$$

berechnen. Somit ergeben sich die in Bild 28 dargestellten Umformgrade sowie die nach Gleichung 4 ermittelten Pressverhältnisse.

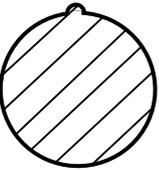
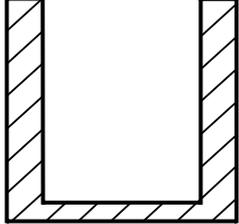
 <p>Rundprofil Ø20 $\varphi = 3,41$ $V_{\text{ges}} = 30,3$</p>	 <p>Flachprofil 6 x 60 $\varphi = 3,273$ $V_{\text{ges}} = 26,4$</p>	 <p>U-Profil 30 x 30 $\varphi = 3,51$ $V_{\text{ges}} = 33,4$</p>
----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

Bild 28: Profilgeometrien, verpresst auf der 8 MN Strangpresse

Das Rundprofil mit der „Nase“ ermöglicht die Bestimmung maximaler Strangpressgeschwindigkeiten sowie die Entnahme von Zug- und Druckproben vom Rand und aus der Mitte. Das Flachprofil ermöglicht zur Charakterisierung der Asymmetrie in Anlehnung an die DIN die Entnahme von Zug- und Druckproben sowohl in Pressrichtung als auch quer zur Pressrichtung. Das U-Profil diente lediglich der Untersuchung des Einflusses einer Vorkammer, auf welches in Abschnitt 6.1.6 genauer eingegangen wird. Bild 29 zeigt das Foto des U-Profil-Werkzeuges blockseitig, Bild 30 die geometrischen Abmessungen. Dieses Werkzeug wurde in Zusammenarbeit mit der Nationalen Metallurgischen Akademie der Ukraine in Dnipropetrowsk ausgewählt und konstruiert. Das Werkzeug ohne Vorkammer besitzt die gleichen Abmaße bzgl. des zu verpressenden Profils.



Bild 29: Vorkammerwerkzeug

Neben der beschriebenen industrierelevanten Strangpresse steht am Institut für Werkstoffkunde eine 0,8 MN Laborstrangpresse zur Verfügung, welche aus einer Gleiskettenpresse der Firma Matra am Institut entwickelt und konstruiert worden ist (Bild 31 rechts). Die Presse ermöglicht eine Temperierung bis 600°C, wobei mit konstanter Pressgeschwindigkeit von etwa 60 mm/min gepresst wird. Messtechnisch kann über den Hydraulikdruck die Presskraft und über einen Wegaufnehmer der Pressstempelweg aufgenommen und ana-

lysiert werden. Bzgl. der Werkzeuggeometrien stehen verschiedene Werkzeuge mit unterschiedlichen Einlaufwinkeln von 0° - 60° und Durchmessern von 3 - 25 mm sowie verschiedene Kammerwerkzeuge zur Verfügung. Der Rezipientendurchmesser beträgt 30 mm für Blocklängen von ca. 100 mm.

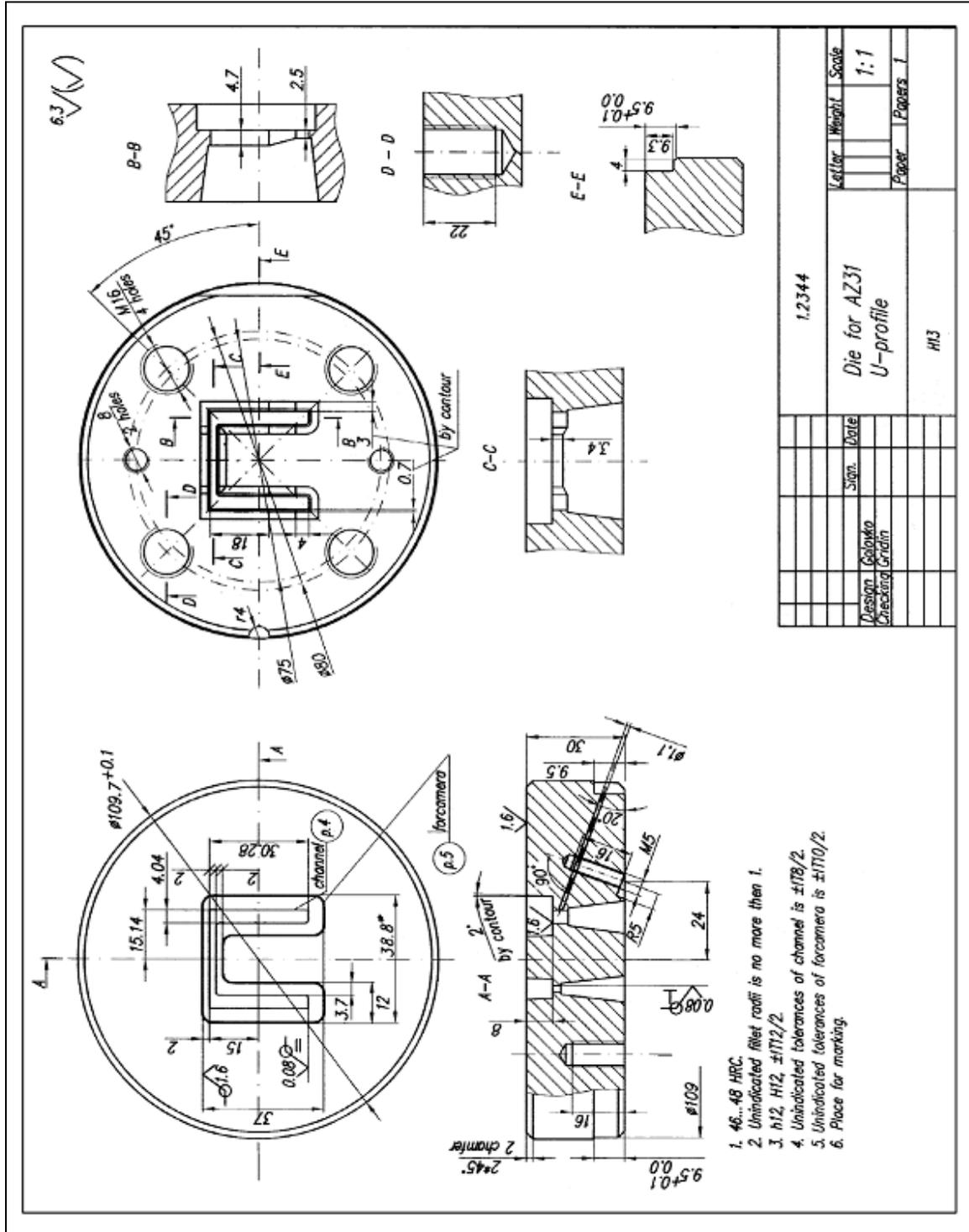


Bild 30: Zeichnung des Werkzeuges mit Vorkammer

4.2 ECAE/ ECAP

Das ECAE-Werkzeug wurde im Rahmen dieser Arbeit für die oben beschriebene 0,8 MN Laborstrangpresse konstruiert und gebaut. Neben dem rechteckigen Stempel mit einer Scherenführung als Verdrehsicherung besitzt dieses Werkzeug einen mehrteiligen Rezipienten (Bild 31). Durch herausnehmbare Metalllaschen ist es möglich, an diesem Werkzeug den Einfluss verschiedener Innen- und Außenradien zu untersuchen. Dabei können mittels Heizpatronen Temperaturen bis zu 600°C eingestellt werden. Die Blockaufnahme besitzt je nach verwendetem Werkzeugsatz einen Querschnitt von 20x20 mm bzw. 30x30 mm. Letzterer ermöglicht es, die mittels ECAE verpresste Proben auf der Laborstrangpresse weiter konventionell verpressen zu können. Die Strangpressgeschwindigkeit beträgt anlagenbedingt 60 mm/min.

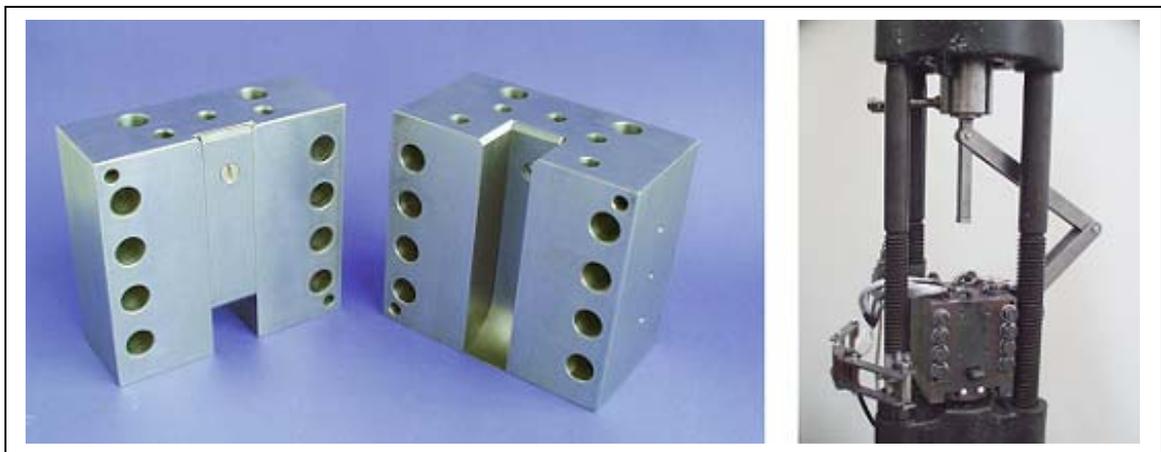


Bild 31: ECAE-Werkzeug und -Presse

5 Versuchsmethodik

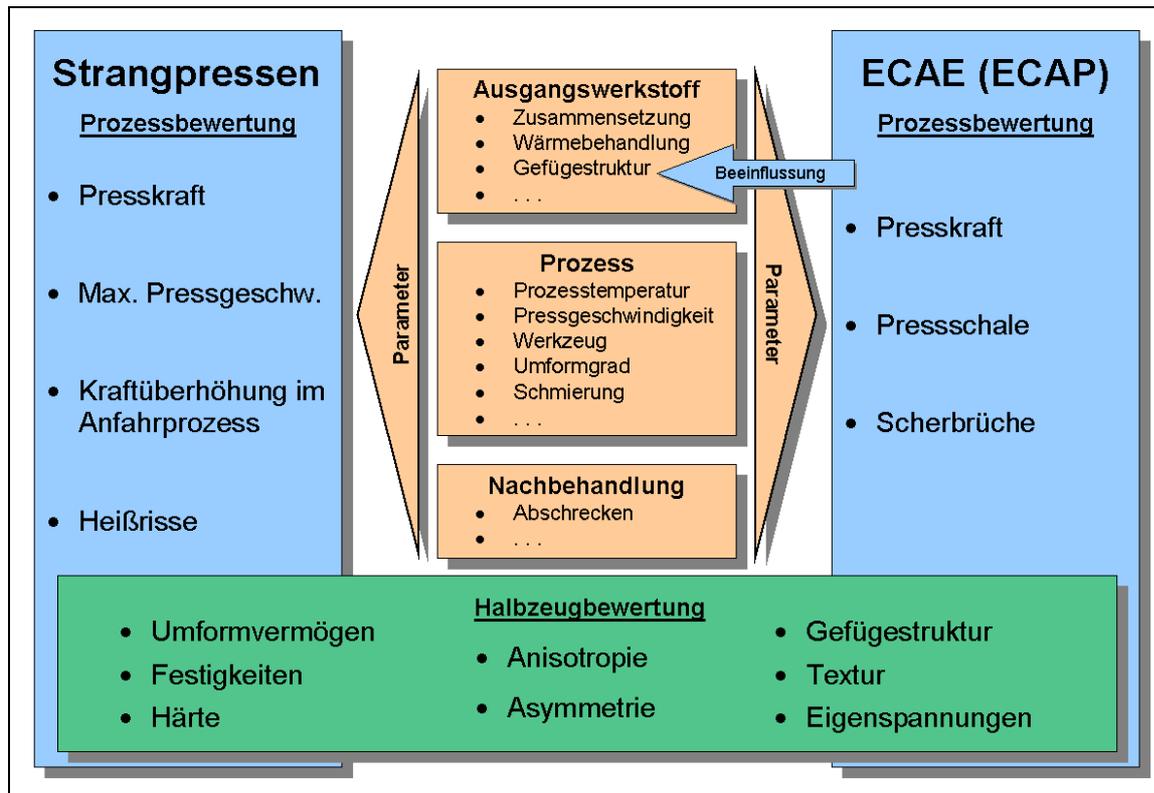


Bild 32: Versuchsparameter und ihre Auswirkungen auf den Strangpress- und ECAE-Prozess

Einen Überblick über die gewählte Versuchsmethodik gibt das Bild 32. Untersucht wird in erster Linie der Einfluss verschiedener Parameter auf den Strangpressprozess und die Möglichkeit der Beeinflussung der Profil- bzw. Werkstoffeigenschaften. Die Parameter lassen sich dabei auf die Bereiche Ausgangsmaterial bzw. -werkstoff, Prozess und Nachbehandlung unterteilen. Die Auswirkungen zeigen sich zum einen beim Umformprozess, zum anderen in den mechanischen Eigenschaften der hergestellten Halbzeuge.

Zur Realisierung definierter Ausgangszustände in Bezug auf die Gefügestruktur wurde das für Magnesiumwerkstoffe bisher kaum eingesetzte ECAE-Verfahren gewählt. Hierfür war es notwendig, auch bei diesem Verfahren die prozessabhängigen Parameter genauer zu untersuchen und zu charakterisieren. Auf dieser Basis konnten somit reproduzierbare Gefügestände eingestellt und ihre Einflüsse auf den Strangpressprozess und die sich ergebenden mechanischen Eigenschaften und Gefügestrukturen untersucht werden. Mittels ECAE korngefeinerte Gefüge besitzen dabei werkstoffunabhängig stark abweichende, mechanische Eigenschaften bis hin zur Superplastizität [Ben03, Dra02, Hor00, Mug00, Thi00, Val93, Val00a].

5.1 Ausgangsmaterial

Die verwendeten Ausgangsmaterialien für die Strangpress- und die ECAE-Versuche wurden entweder extern bezogen oder am Institut für Werkstoffkunde der Universität Hannover abgegossen. Die zugekauften Blöcke fanden meist Anwendung bei den Strangpressversuchen im industriellen Maßstab an der 8 MN Presse. Dabei wurden sowohl Halbzeuge zum Strangpressen von MEL (Magnesium Elektron, England) als auch von der Otto Fuchs GmbH, welche im Semistrangguss hergestellt wurden, bezogen.

Tabelle 4: Zusammensetzung der verwendeten Legierungen

Element Legierung	Al [mas%]	Mn [mas%]	Zn [mas%]	Y [mas%]	Selten Erden [mas%]
AM10	1,0-1,5	0,3-0,5	-	-	-
AM30	3,0-3,4	0,3-0,5	-	-	-
AM50	5,0-5,7	0,3-0,5	-	-	-
AZ11*	0,7-1,1	0,3-0,5	0,8-1,1	-	-
AZ21	1,7-2,1	0,3-0,5	0,8-1,1	-	-
AZ31	2,9-3,1	0,3-0,5	0,9-1,1	-	-
AZ61	6,0-6,5	0,3-0,5	0,9-1,1	-	-
ZA21	0,8-1,3	0,3-0,5	2,0-2,6	-	-
ZA31	0,8-1,3	0,3-0,5	3,0-3,2	-	-
M1	-	0,15-0,19	0,08	-	-
ZM21	-	1,0-1,2	1,9-2,2	-	-
ZM41	-	1,0-1,2	4,0-4,3	-	-
WE43	-	-	-	3,7-4,3	2,4-4,0+ min. 0,4% Zr

* enthält erhöhten Anteil an Silizium (Si) von ca. 0,03 mas%

Für die Abgüsse einiger Spezialwerkstoffe bzw. die Herstellung spezieller Zustände fand ein am Institut entwickelter und gebauter Kipptiegelofen „oLga“ (optimierte Leichtmetallgießanlage) Verwendung. Bei diesem Ofen befinden sich sowohl der Tiegel als auch die Kokille in einem gasdichten Gehäuse unter Schutzgas. Durch diese sauerstofffreie Gießtechnik ist die Herstellung verschiedener Legierungen in hoher Qualität möglich [Boe05]. Für die Zusammensetzung der verwendeten Legierungen gelten die in Tabelle 4 aufgeführten Werte.

5.2 Bewertung der Pressprozesse

5.2.1 Strangpressprozess

Die Bewertung des Strangpressprozesses erfolgt auf verschiedene Arten. Bei sehr hohen Pressgeschwindigkeiten bzw. Temperaturen entstehen Heißrisse an der Oberfläche der Profile, welche meist mit bloßem Auge sichtbar sind [Die77]. Lediglich im Übergangsbereich kann eine genauere Betrachtung der Oberfläche mit Hilfe einer

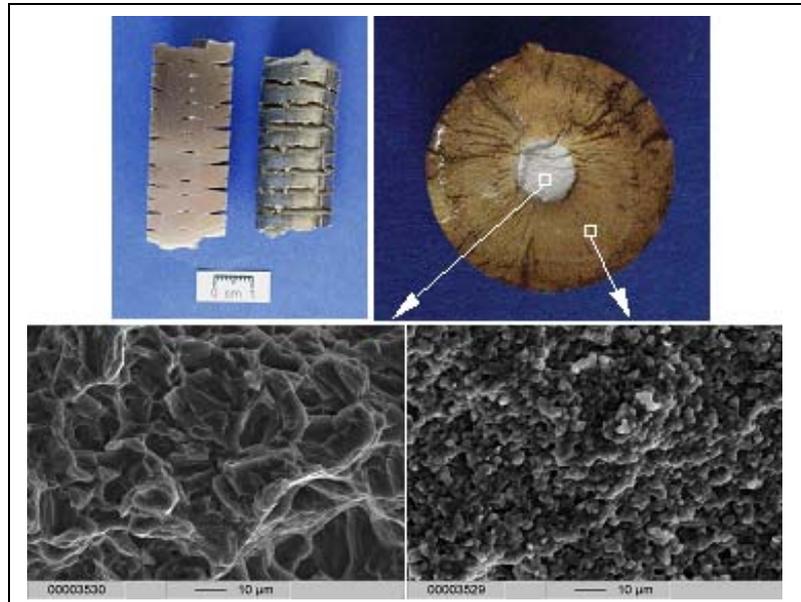


Bild 33: Heißrissbildung bei einer stranggepressten AZ61-Legierung

optischen Vergrößerungseinrichtung sinnvoll sein. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Oberflächen als fehlerhaft bewertet, wenn deutliche Risse mit bloßem Auge zu erkennen waren. Bild 33 zeigt beispielhaft sehr starke Heißrisse an einer zu schnell stranggepressten AZ61-Legierung. Nachdem die Probe auseinander gebrochen wurde, wurden sowohl von der Bruchfläche als auch von der Heißrissfläche Oberflächenaufnahmen mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie gemacht. Im inneren Bereich, wo die Probe gewaltsam gebrochen wurde, ist die Bruchfläche als solche deutlich aufgrund ihrer zerklüfteten Struktur zu erkennen. Im äußeren Bereich hingegen zeigen die abgerundeten Strukturen das Vorliegen einer schmelzflüssigen Phase zum Zeitpunkt der Rissbildung an. In diesem Fall spricht man von Heißrissen. Die Heißrisse zeigten sich auf der Strangoberfläche von leicht rau-schuppiger Oberfläche bis hin zu sehr tiefen Rissen (Bild 33). Ein Ansatz zur Klassifizierung der Heißrisse durch Bestimmung der Oberflächenbeschaffenheit, welche mit Hilfe eines optischen konfokalen Sensors umgesetzt wurde, ergab keine weiterführenden Erkenntnisse. Daher wurde dieses Verfahren nicht weiter verfolgt. Auch die am Rundprofil vorhandene Nase (Bild 28, links) zeigte kein frühzeitiges Auftreten von Heißrissen an.

Neben den Heißrissen lässt sich die Verpressbarkeit von Magnesiumwerkstoffen durch die Größe der Kraftüberhöhung im Anfahrprozess bewerten. Bei Magnesiumwerkstoffen zeigt sich diese für andere Werkstoffe unübliche Kraftüberhöhung sehr ausgeprägt. Eine starke Kraftüberhöhung kann dazu führen, dass bestimm-

te Werkstoffe oder Umformgrade maschinenbedingt nicht realisiert werden können. Daher führt ein Überschreiten der Anfahrkraft über die Maximalkraft der Strangpresse zum Abbruch des Pressvorganges.

5.2.2 ECAE-Prozess

Die Bewertung des ECAE-Prozesses beschränkt sich überwiegend auf seine Machbarkeit. Da dieses Verfahren vorrangig nicht auf optimierte Werkstoffeigenschaften abzielt, sondern reproduzierbare Gefügestände einstellen soll, sind die Parametergrenzen erreicht, wenn der Prozess zusammenbricht oder das erzielte Halbzeug unbrauchbar ist. So ergeben sich bei zu niedrigen Prozesstemperaturen (Abschnitt 6.2.2) tiefe Scherrisse im verpressten Werkstoff und somit unbrauchbare Halbzeuge. Andere Parameter wie die Schmiermittelmenge erzeugen eine Pressschale, die stark ansteigende Presskräfte verursacht und daher zum Abbruch des Prozesses führt.

5.3 Experimentelle Analysemethoden

Neben der Analyse des Strangpressprozesses erfolgt in dieser Arbeit eine umfangreiche Charakterisierung der umgeformten Werkstoffe sowohl in Bezug auf die Gefüge- und Ausscheidungsmorphologie als auch in Bezug auf die mechanischen und technologischen Eigenschaften des verpressten Halbzeuges.

5.3.1 Strukturanalytik

Auflichtmikroskopie

Strukturanalytische Untersuchungen erfolgen auf der Basis von metallographischen Schlibfbildern. Sie ermöglichen die Abschätzung von Korngrößen, Ausscheidungen und Gefügeinhomogenitäten. Die Herstellung von Schlibfbildern erfolgt in mehreren Schritten. Dabei werden die Proben nach dem ggf. nötigen Einbetten in eine Kunstharzmasse mit Hilfe von SiC-Schleifpapierscheiben geschliffen. Anschließend erfolgt ein Polieren bis zu einer maximalen Rautiefe von unter 1 μm . Da die Phasen und Korngrenzen der Proben im polierten Zustand einen nur sehr geringen Kontrast zeigen, werden sie anschließend mit Hilfe von Ätzlösungen behandelt. Bei den Ätzlösungen handelt es sich ausschließlich um Mischlösungen. So wurden die Korngrenzen überwiegend mit Hilfe einer Lösung aus 80 ml Ethanol, 5 ml destilliertem Wasser, 4,5 ml Essigsäure und 3,5 ml Pikrinsäure angeätzt. Eine digitale Dokumentation der so präparierten Schliffe wurde mit Hilfe des Auflichtmikroskops vom Typ Axioplan 2 der Firma Zeiss vorgenommen. Die maximale Vergrößerung dieses Gerätes liegt bei 1:1500.

Korngrößenbestimmung

Die wichtigste Charakterisierung der Gefügemorphologie erfolgt über die Bestimmung der Korngröße. Am Institut steht hierfür das Programm „analySIS“ der Firma Soft Imaging System zur Verfügung. Mit Hilfe des Moduls “Grains“ ist es möglich, grafisch digitalisierte Schlibfbilder zu analysieren. Für die Bestimmung der Korngröße können das Linienschnitt- und das planimetrische Verfahren gewählt werden. Beide Messmethoden unterstützen sowohl die Analyse von Materialien mit dunklen als auch hellen Korngrenzen. Es werden die Korngrenzen in Übereinstimmung mit den Normen ASTM E112, DIN 50601 und JIS G 551/ 552 bestimmt. Als Ausgabewert erhält man die Korngrößen-Kennzahl G, welche sich von der gezählten Anzahl m der auf einer Fläche von 1 mm² der metallografischen Schlibfebene vorhandenen Körner ableitet. Definitionsgemäß nach DIN ist $G = 1$ für $m = 16$; weiterhin besteht folgender Zusammenhang:

$$m = 8 \times 2^G$$

Gleichung 10

Aus den Messwerten kann zudem eine Korngrößen-Dichteverteilungskurve erstellt werden, welche die Streuung der G-Werte veranschaulicht. Darüber hinaus ist das Programm in der Lage, G-Werte in horizontaler und vertikaler Richtung getrennt auszugeben, wodurch eine Ausrichtung der Kornform reproduzierbar charakterisiert und bewertet werden kann.

Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Bei der Rasterelektronenmikroskopie wird ein Elektronenstrahl unter Vakuum erzeugt, mit elektromagnetischen Kondensorenlinen gebündelt und abgelenkt. Nach der Bündelung erreicht der Elektronenstrom die Probe. Die Elektronen werden von dem Präparat absorbiert, rückgestreut oder transmittiert. Die Rasterelektronenmikroskopie zeichnet sich durch hohe Vergrößerungsfaktoren von bis zu 10^5 und gute Tiefenschärfe aus. Aus diesem Grund wird das am Institut für Werkstoffkunde vorhandene REM der Firma Leo (LEO 1455VP) in erster Linie zur fraktografischen Charakterisierung von Bruchoberflächen eingesetzt. Darüber hinaus besitzt das REM ein EDX (energiedispersive Röntgenanalyse) der Firma EDAX zur quantitativen Zusammensetzungsanalyse.

Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Bei der Transmissionselektronenmikroskopie wird wie in der Rasterelektronenmikroskopie ein Elektronenstrahl eingesetzt. Transmissionselektronenmikroskopie können 100 000- bis 500 000-fach vergrößern und Abstände von weniger als 0,2 nm auflösen. Dadurch kann bis in den atomaren Aufbau von Kristallen aufgelöst werden. Ebenso können Gitterbaufehler, Phasenstruktur und Zusammenset-

zung analysiert werden. Da Elektronenstrahlen nur ein geringes Durchdringungsvermögen haben, muss die Probe einer speziellen Präparation unterzogen werden. Die Probendicke muss in Abhängigkeit von der Dichte des Materials 50-500 nm betragen, die Oberfläche sollte möglichst groß und auf beiden Seiten poliert sein. Dabei dürfen die Eigenschaften des Materials durch die Präparation nicht verändert werden. Die Präparation erfolgt in einem mehrstufigen Prozess. Zunächst wird die Probe getrennt und auf ca. 100 µm Dicke mechanisch poliert. Nach dem Vordünnen werden kreisrunde Plättchen mit einem Durchmesser von 3 mm ausgestochen. Die Präparation wird durch elektrolytisches Polieren fortgesetzt. Dazu werden die Plättchen in eine Spannvorrichtung geklemmt und senkrecht zur Probenoberfläche durch den Elektrolytstrahl poliert. Kommt es zum Lochdurchbruch, so unterbricht ein durchgelassenes Lichtsignal den Poliervorgang. Das Präparat wird in einem Probenträger eingespannt und in das TEM eingebracht. Nur der Durchbruchrand entspricht dabei den Durchstrahlungsbedingungen. In Abhängigkeit von der Probendicke und ihrer Zusammensetzung werden die Elektronen unterschiedlich gebeugt. Die differenzierte Streuung bewirkt den Kontrast des entstandenen Bildes. Die durchgeführten Untersuchungen wurden überwiegend an einem TEM Typ JEM 2010 der Fa. JEOL Inc., Peabody, MA, USA des Instituts für Werkstoffkunde durchgeführt.

Texturmessungen

Der Bestimmung von Texturen kommt eine bedeutende Funktion in Zusammenhang mit umgeformten Magnesiumwerkstoffen zu. Die bei Druckbeanspruchung auftretende Zwillingsbildung, welche für die frühzeitig einsetzende plastische Verformung verantwortlich ist, setzt eine geordnete Orientierung voraus. Eine regellose Orientierung hat demzufolge ein isotropes Werkstoffverhalten zur Folge. Die durchgeführten Texturuntersuchungen wurden von Professor Schwarzer vom Institut für Physik und Physikalische Technologien der TU-Clausthal-Zellerfeld vorgenommen.

Die Darstellung der Textur erfolgt anhand von Polfiguren. Polfiguren sind zweidimensionale Darstellungen der statistischen Verteilung von Kristallrichtungen als Funktion von zwei Polarwinkeln. Bild 34 verdeutlicht schematisch die Darstellung der Orientierung eines Einkristalls mit Hilfe einer Polfigur.

Polfiguren können röntgenographisch nur unvollständig gemessen werden. In Reflexion geht der Messwinkel nur von 0° bis etwa 70°, weil die Probe nicht weiter gekippt werden kann, da der abgebeugte Strahl sonst nicht mehr aus der Probe austritt. Dies hängt damit zusammen, dass für größere Kippwinkel die Absorption sehr stark zunimmt. Durch Aufnahme mehrerer unvollständiger Polfiguren von derselben Probenstelle, welche etwa einen Durchmesser von 1 mm be-

sitzt, kann man durch Polfigurinversion die dreidimensionale Orientierungs-Dichte-Funktion (ODF) berechnen. Die ODF-Berechnung erfolgte im vorliegenden Fall mit der Reihenentwicklungsmethode mit $L = 22$ für trikline Probensymmetrie und hexagonale Kristallsymmetrie. Die ODF gibt somit die statistische Orientierungsverteilung eindeutig und vollständig mit nur drei Parametern, den Eulerwinkeln, an. Für die ODF werden zudem Maxima bestimmt, die als Vielfache einer regellosen Verteilung skaliert werden, und die die Einheit mrd (multiples of the random distribution) besitzen. Bild 35 zeigt exemplarisch jeweils eine der möglichen Gitterebenen, für die Polfiguren gemessen wurden. Die alleinige Bestimmung von Polfiguren der Basisebenen $\{0001\}$ ist nicht hinreichend, da sie keine eindeutige Charakterisierung der Lage hexagonaler Strukturen ermöglicht. So ist die Rotationslage um die c -Achse nur durch die Messung mindestens einer weiteren Ebenengruppe möglich.

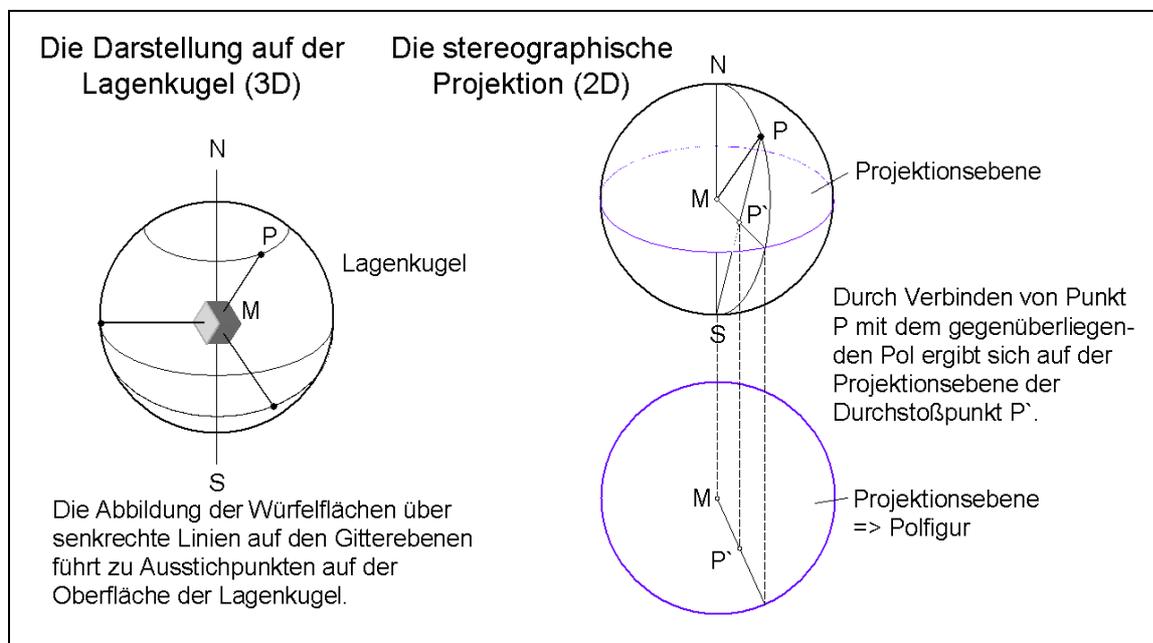


Bild 34: Darstellung der Lage von Gitterebenen durch Polfiguren beim Einkristall

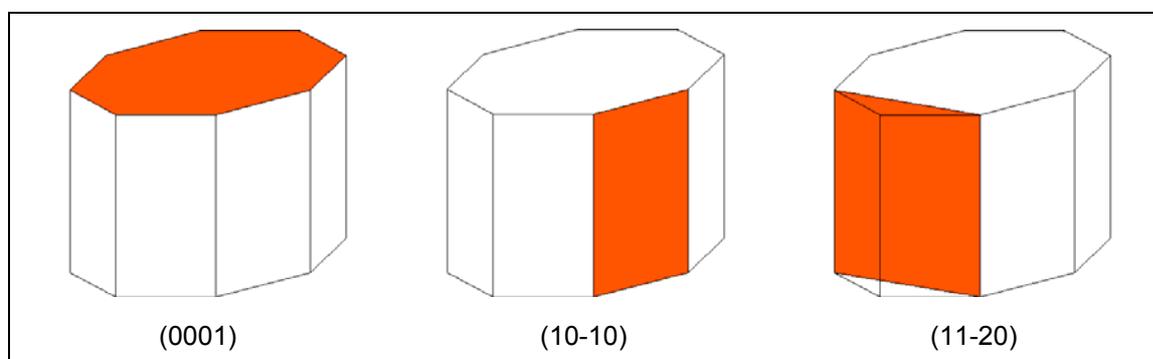


Bild 35: Exemplarische Ebenen, nach denen Polfiguren bestimmt wurden

5.3.2 Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften

Kleinlast-/ Makrohärte

Die Kleinlasthärte wird nach DIN EN ISO 6507 bzw. DIN EN 51303 (Vickers) und die Makrohärte nach DIN EN ISO 6506 bzw. DIN EN 10003 (Brinell) bestimmt.

Die Kleinlasthärte (HV_{0,5}) wurde mit einer Prüfkraft von 4,91 N gemessen, was einer Masse von ca. 500 g entspricht. Zur Ermittlung der Kleinlasthärte der Strangpressprofile wurde das Härteprüfsystem Duramin-10/-20 der Firma Struers verwendet. Duramin ist ein modulares System zur Rechner gesteuerten Härteprüfung. Das System besteht aus dem vollautomatischen Härteprüfsystem mit PC-Steuerung und verfügt über zwei Objektive mit 10- und 40-facher Vergrößerung, die zusammen mit dem Diamanthalter kreisförmig auf einem motorisch angetriebenen Objektivrevolver angeordnet sind. Die polierten Proben werden während der Messung auf einem Kreuztisch mit angetriebener x-, y- und z-Achse positioniert. Durch die PC-Steuerung ist es möglich, vorgegebene Bahnen vollständig automatisiert zu messen. Die Kleinlasthärte ermöglicht zusätzlich, Randeinflüsse und Härteverläufe aufzunehmen, da durch die niedrige Eindringtiefe sehr nah im Randbereich und auch mit geringem Abstand der Messpunkte zueinander gemessen werden kann.

Neben der Kleinlasthärte wurden auch Makrohärtemessungen nach Brinell durchgeführt. Sie dienen in erster Linie der Abschätzung der zusammensetzungs- und behandlungsabhängig vorliegenden Gefügestruktur. Die Belastungsdauer betrug bei diesen Messungen bei einer aufgetragenen Prüfkraft von 31,25 kg und einem Kugeldurchmesser von 2,5 mm (Belastungsgrad $F/D^2 = 5$) einheitlich 20 Sekunden.

Zugversuche

Zugversuche sind in DIN EN 10002 und die dazugehörigen Probengeometrien in DIN EN 50125 genormt. Der Zugversuch ist einer der wichtigsten Werkstoffprüfungen. Er dient dazu, mechanische Werkstoffkennwerte wie Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung unter momentenfrei eingebrachten, homogenen, einachsigen und quasistatischen

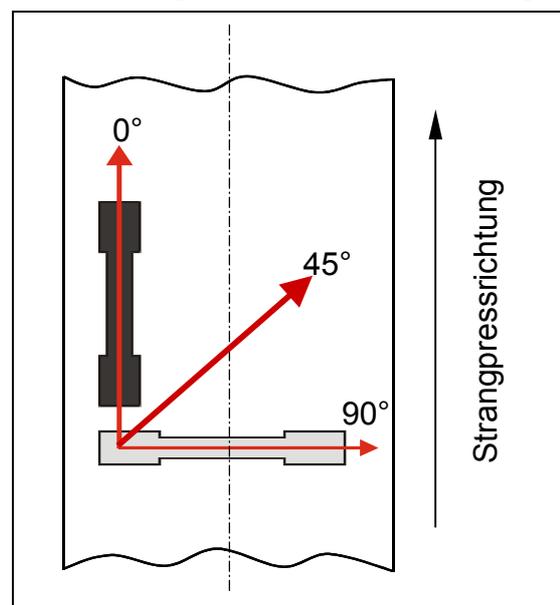


Bild 36: Entnahmerichtungen der Zug- und Druckproben

Zugspannungen zu ermitteln. Die Prüfungen wurden an einer Universalprüfmaschine der Firma Zwick (Z250/SN5A) durchgeführt. Als Geometrie wurde, wenn nicht anders erwähnt, eine Probe nach DIN EN 50125-B4 x 20 geprüft. Aus dem Flachprofil (Bild 28) konnten somit sowohl Zug- als auch Druckproben 0°, 45° und 90° zur Strangpressrichtung entnommen werden (Bild 36). Aus den gepressten U-Profilen wurden Proben nach DIN EN 50125-E2(4) x 10 x 50 entnommen und untersucht.

Druckversuche

Der Druckversuch ist in DIN EN 50106 genormt. Eine zylindrische Druckprobe mit dem Anfangsquerschnitt d_0 wird einer langsam und stetig zunehmenden Stauchung unterworfen und die dazu erforderliche Druckkraft gemessen. Die zylindrischen Druckproben müssen dabei nach DIN folgendem Verhältnis von Höhe zu Durchmesser entsprechen:

$$1 \leq \frac{h_0}{d_0} \leq 2 \qquad \text{Gleichung 11}$$

h_0 = Probenhöhe gewählt: 10 mm

d_0 = Probendurchmesser gewählt: 5 mm

Der Versuch nach dieser Norm dient dazu, das Verhalten metallischer Werkstoffe unter einachsiger, über den Querschnitt gleichmäßig verteilter Druckbeanspruchung zu ermitteln. Daneben dient der Druckversuch zusammen mit dem Zugversuch zur Charakterisierung der Zug-/Druck-Anisotropie.

5.3.3 Charakterisierung des Umformvermögens

Plastometerversuche

Mit Hilfe des eingesetzten Plastometers des Instituts für Umformtechnik und Umformmaschinen der Universität Hannover (Bild 37) ist es möglich, Zylinderstauchproben mit nahezu konstanter Umformgeschwindigkeit bei verschiedenen Temperaturen umzuformen und die Fließkurven hierzu aufzunehmen. Da die Umformgeschwindigkeit bei homogener Umformung nach der Gleichung

$$\dot{\phi} = \frac{d\phi}{dt} = \frac{v_{Wz}}{h} \qquad \text{Gleichung 12}$$

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

$$v_{Wz} = \dot{\varphi} \cdot h = \frac{v_{Wz0}}{h_0} \cdot h$$

Gleichung 13

verändert. Realisiert wird dies über eine logarithmische Kurvenscheibe im Antriebsbereich des Stempels (Bild 37 rechts). Die Variation der Umformgeschwindigkeit erfolgt dabei über die Drehzahl der Kurvenscheibe [Pap96, VDI32].

Die untersuchten Proben hatten eine Abmessung von $h_0 = 18 \text{ mm}$ und $d_0 = 11 \text{ mm}$, womit sich ein Verhältnis von $h_0/d_0 = 1,64$ ergibt.

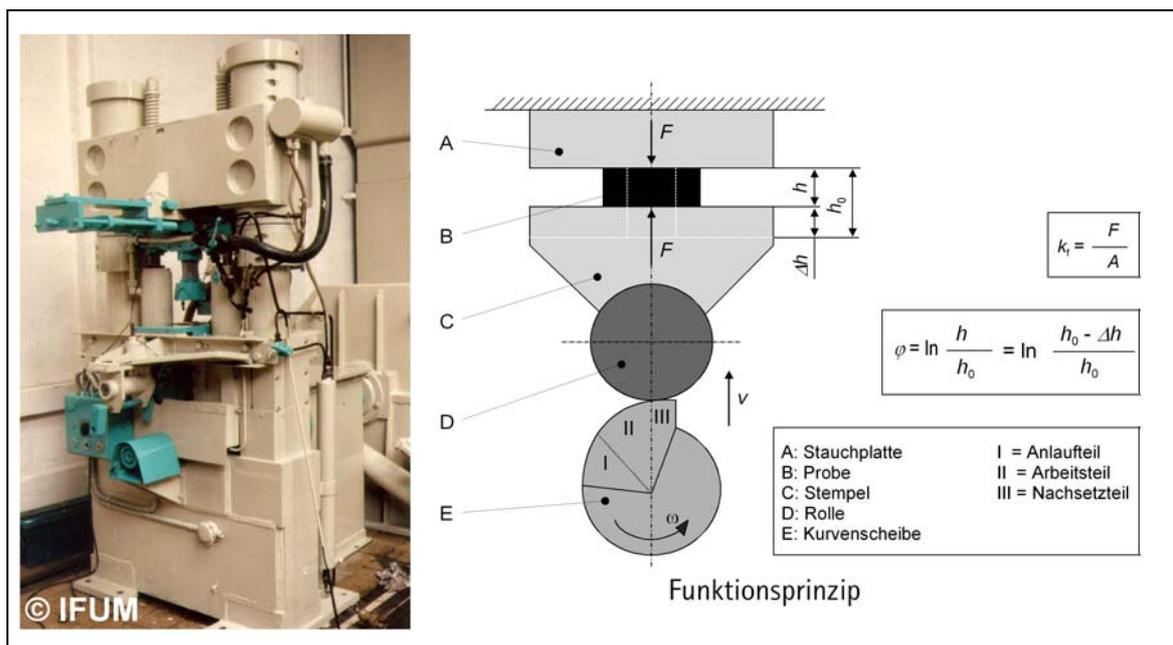


Bild 37: Plastometerversuchsstand mit Prinzipskizze

Strangpressversuche mit hohem Umformgrad

Eine weitere Möglichkeit, das Umformvermögen eines Werkstoffes insbesondere für das Strangpressen zu charakterisieren, stellt der Strangpressprozess selbst dar. Neben der Kraftüberhöhung im Anfahrprozess ist die stationäre Presskraft unmittelbar nach der Kraftüberhöhung beim Pressen ein Maß für die Umformbarkeit. Besonders signifikant zeigen sich diese Einflüsse beim Pressen mit hohen Umformgraden von $\varphi \geq 2$.

6 Experimentelle Ergebnisse

6.1 Einfluss verschiedener Prozessparameter beim Strangpressen

Das Strangpressen von Magnesium wurde zu Beginn des letzten Jahrhunderts nicht nur in Deutschland sehr aktiv betrieben. Aufgrund der Geheimhaltungspflicht in den Kriegsjahren, sind jedoch die Erfahrungen und die wissenschaftlichen Erkenntnisse aus dieser Zeit nicht hinreichend dokumentiert worden und daher meist verloren gegangen [BIO44]. Bestrebungen neuerer Zeit knüpfen an die Erfahrungen mit Aluminiumwerkstoffen an. Einige Ergebnisse dieser Arbeit verdeutlichen die Unzulässigkeit einer solchen Vorgehensweise signifikant.

Das Strangpressen von Magnesium und auch anderer Werkstoffe ist von einer großen Anzahl an Parametern abhängig. Eine klare Trennung der Parameter ist nicht möglich, da viele in direkter Abhängigkeit zueinander stehen. Trotzdem ist der Übersichtlichkeit halber bei der Darstellung der experimentellen Ergebnisse eine Gliederung anhand der Prozessparameter vorgenommen worden.

6.1.1 Legierungszusammensetzung

Mechanismen wie Mischkristall- oder Ausscheidungshärtung, die einen Einfluss auf die Festigkeit, insbesondere auf die Warmfestigkeit des Materials haben, sowie das Zulegieren weiterer Metalle und deren Einfluss auf die Mikrostruktur des Werkstoffs erweitern das eingeschränkte Eigenschaftsprofil von Magnesium und machen es als Konstruktionswerkstoff interessant [Kai02]. Mit Hilfe geeigneter Legierungszusätze können die statischen und dynamischen Werkstoffkennwerte des Magnesiums auf das Zwei- bis Dreifache gesteigert werden. Wichtigstes Legierungselement für Magnesiumwerkstoffe ist Aluminium, wobei zunehmend andere Elemente wie Zink, Zirkon, Kalzium und Seltene Erden an Bedeutung gewinnen. Im Folgenden werden die Einflüsse verschiedener Legierungselemente auf die Prozessparameter beim Strangpressen dargestellt.

Erreichbare Pressgeschwindigkeiten

Durch die Zugabe von Legierungselementen werden zwar die Eigenschaften der Werkstoffe positiv beeinflusst, doch wirkt sich dieses meist negativ auf die Verpressbarkeit des Werkstoffs aus. So liegen die maximalen Strangpressgeschwindigkeiten höher legierter Magnesiumwerkstoffe im Allgemeinen deutlich unter denen niedrig legierter Werkstoffe. Der Parameter Pressgeschwindigkeit ist nach oben durch das Auftreten von Heißrissen begrenzt. Diese können sowohl

in gewissen Bereichen auf der Oberfläche eines verpressten Profils als auch flächig auftreten (Bild 33). Aus wirtschaftlicher Sicht ist die maximal erreichbare Strangpressgeschwindigkeit von großer Bedeutung, da sich über die Maschinenstundensätze aus der Pressgeschwindigkeit die Halbzeugkosten ableiten lassen.

In Bild 38 sind die maximal erreichten Stempelgeschwindigkeiten verschiedener Legierungen dargestellt. Verpresst wurde hierfür eine Rundstange mit einem Umformgrad von $\varphi = 3,41$. Anla-
genbedingt konnte keine

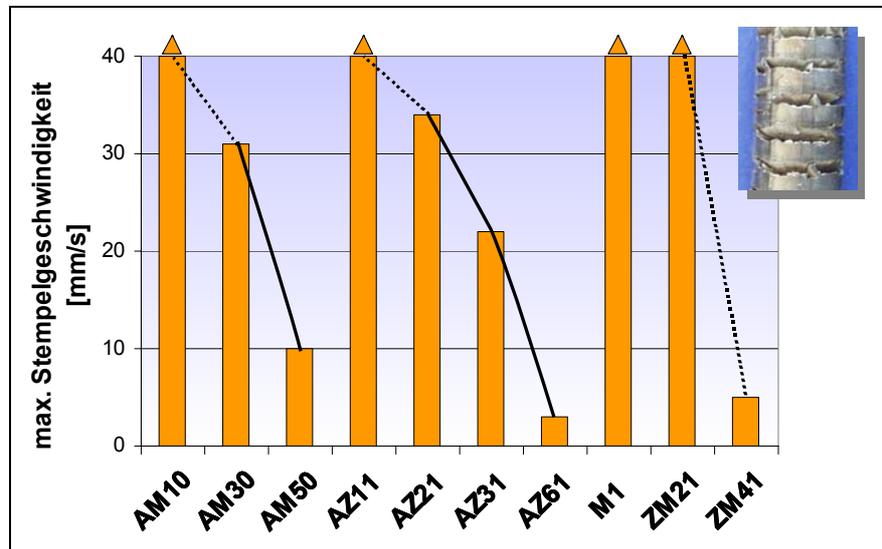


Bild 38: Maximal erreichbare Stempelgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der Legierung

höhere Stempelgeschwindigkeit als 40 mm/s eingestellt werden. Aus diesem Grund ist davon auszugehen, dass Werkstoffe, die mit dieser Geschwindigkeit verpresst werden konnten, auch noch schneller verpresst werden können. Dieses ist in Bild 38 durch eine Pfeilspitze gekennzeichnet. Es ist zu erkennen, dass mit zunehmendem Anteil an Legierungselementen die maximal erreichbare Strangpressgeschwindigkeit ohne Entstehung von Heißrissen stark abnimmt. Dieser Zusammenhang lässt sich mit der höheren Festigkeit bzw. mit einer höheren Fließspannung der verschiedenen Legierungen in Zusammenhang bringen. Durch die daraus resultierenden höheren Presskräfte ergibt sich eine größere Temperaturerhöhung in der Umformzone, die wiederum frühzeitig zu Heißrissen führt. Dies hat auch zur Folge, dass bei zunehmenden Umformgraden niedrigere Strangpressgeschwindigkeiten erreicht werden.

Strangpresskräfte

Die am Forschungszentrum Strangpressen eingesetzte Strangpresse ist in der Lage, die Stempelkraft über den Hydraulikdruck sowie getrennt voneinander die Rezipientenkraft und die Matrizenkraft zu messen und über den Stempelweg auszugeben. Beim direkten Pressen entspricht die Reibkraft im Rezipient der Rezipientenkraft, während diese beim indirekten Pressen entfällt und die Stempelkraft der Matrizenkraft entspricht.

In Bild 39 und Bild 40 sind die Pressprotokolle einer indirekt stranggepressten AM10- und AM30-Legierungen dargestellt. Verpresst wurde der Rundstab mit $\varnothing 20$ mm bei sonst vergleichbaren Parametern. Deutlich ist in beiden Diagrammen die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess zu erkennen. Diese ausgeprägte Kraftüberhöhung ist ein entscheidendes Problem beim Strangpressen von Magnesiumwerkstoffen. Durch die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess sind anlagentechnisch in der Industrie keine beliebigen Umformgrade realisierbar.

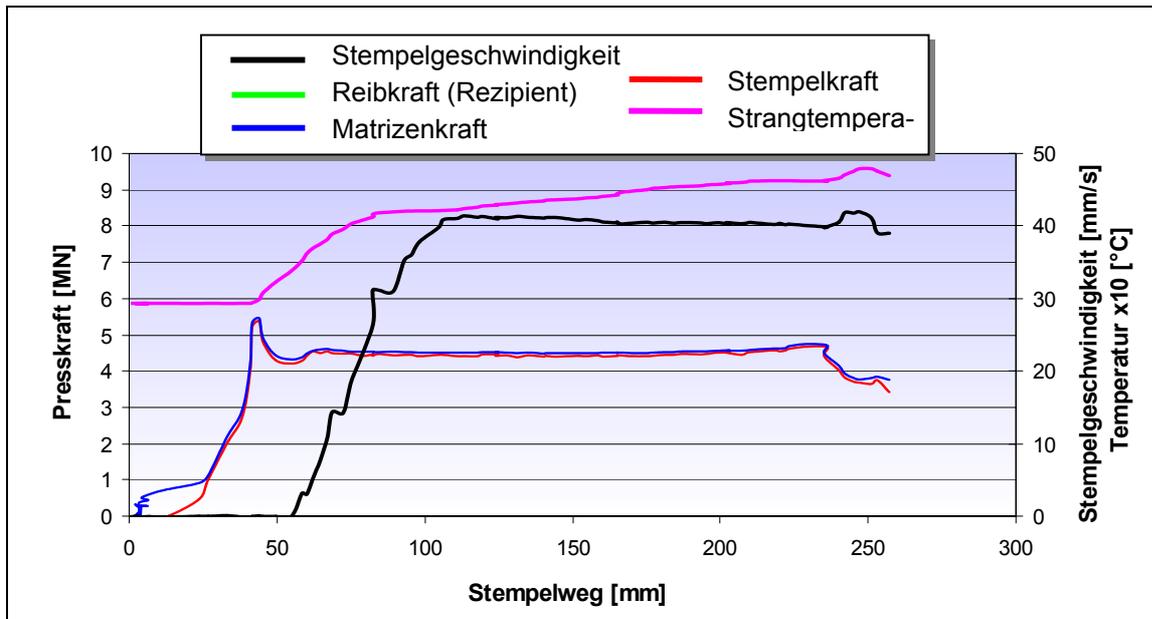


Bild 39: Pressprotokoll einer AM10-Legierung: Blocktemperatur 362°C, indirekt stranggepresst

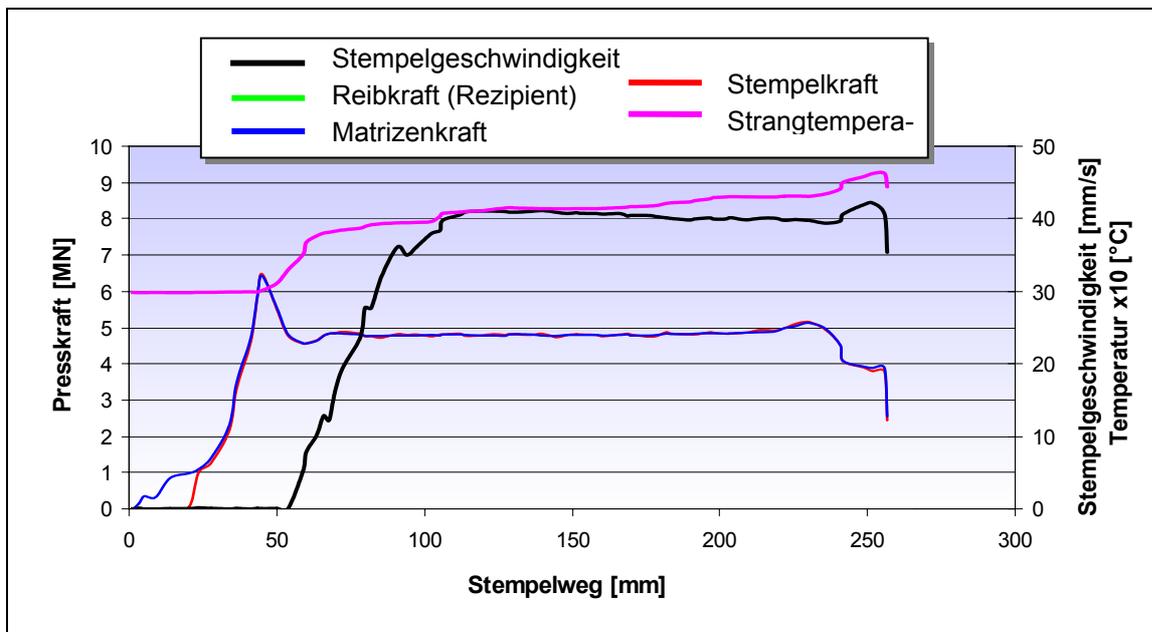


Bild 40: Pressprotokoll einer AM30-Legierung: Blocktemperatur 353°C, indirekt stranggepresst

Vergleicht man die Legierungen AM10 und AM30, so lässt sich feststellen, dass

die stationäre Presskraft mit zunehmendem Legierungsanteil steigt. Benötigt die AM10-Legierung noch Strangpresskräfte von ca. 4,5 MN, so sind es bei der AM30-Legierung bereits um die 4,9 MN. Dies lässt sich durch die höhere Fließspannung bei AM30-Legierung begründen. Daneben weist die AM30-Legierung eine deutlich größere Kraftüberhöhung als die AM10-Legierung auf. Vergleichbare Ergebnisse zeigt auch die Auswertung der Pressprotokolle der anderen Legierungssysteme. Grundsätzlich lässt sich auch hier sagen, dass mit Zunahme der Legierungselemente die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess steigt.

Zur Charakterisierung der Kraftüberhöhung im Anfahrprozess wird die prozentuale Kraftüberhöhung K wie folgt definiert:

$$K = \frac{(F_{St\max} - F_{St100}) \cdot 100\%}{F_{St\max}} \quad \text{Gleichung 14}$$

$F_{St\ 100}$	[MN]	Stempelkraft nach einem Weg von 100 mm
$F_{St\ max}$	[MN]	maximale Stempelkraft

Mit Hilfe von K kann somit eine Aussage getroffen werden, wie viel größer die Kraft $F_{St\ max}$ ist, die zur Einleitung der Umformung erforderlich ist, als die zur Aufrechterhaltung des Umformvorganges erforderliche Kraft $F_{St\ 100}$.

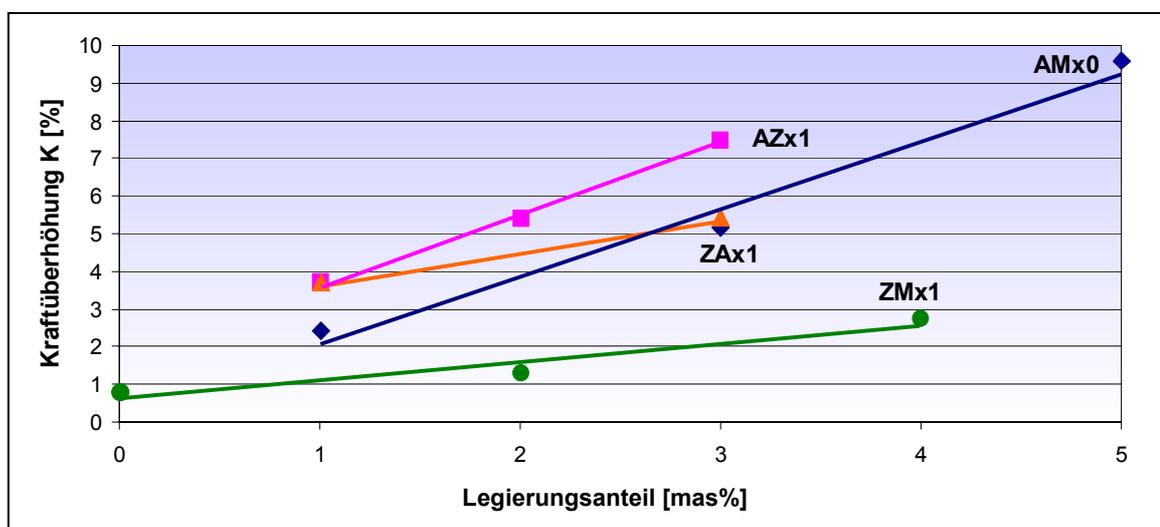


Bild 41: Prozentuale Kraftüberhöhung beim indirekten Strangpressen verschiedener Legierungsgruppen in Abhängigkeit von den Legierungsanteilen

Bild 41 zeigt den Verlauf der prozentualen Kraftüberhöhung im Anfahrprozess beim indirekten Strangpressen verschiedener Legierungsgruppen in Abhängigkeit von den Legierungsanteilen. Dabei besteht ein direkter Zusammenhang zwischen dem Anteil der Legierungselemente und der prozentualen Kraftüberhöhung im Anfahrprozess. Auffällig zeigt sich eine unterschiedliche Abhängigkeit vom Zinkgehalt bei den ZM- und den ZA-Legierungen auf der einen Seite und

vom Aluminiumgehalt bei den AZ- und AM-Legierungen auf der anderen Seite. So ist der negative Einfluss des Aluminiums auf die Kraftüberhöhung stärker als der des Zinks.

Neben der Betrachtung der Verpressbarkeit von Magnesiumlegierungen, die durch die Presskräfte bzw. durch die Kraftüberhöhungen im Anfahrprozess sowie durch die Pressgeschwindigkeiten bestimmt wird, ist die Charakterisierung der stranggepressten Profile anhand der mechanischen Kennwerte für die Auslegung bzw. Simulation von Bauteilen von sehr großer Bedeutung.

Asymmetrie

Die Asymmetrie gibt die Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von der Belastungsrichtung an. Zur Untersuchung der Asymmetrie stranggepresster Magnesiumwerkstoffe wurde ein Flachprofil der Abmaße 6x60 mm verpresst (Bild 28). Bild 42 zeigt die mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch in 0°, 45° und 90° zur Strangpressrichtung verschiedener AM-Legierungen (vergleiche Bild 36). Da für die konstruktive Auslegung die Werte der Dehngrenze entscheidend sind, sollen in erster Linie diese diskutiert werden.

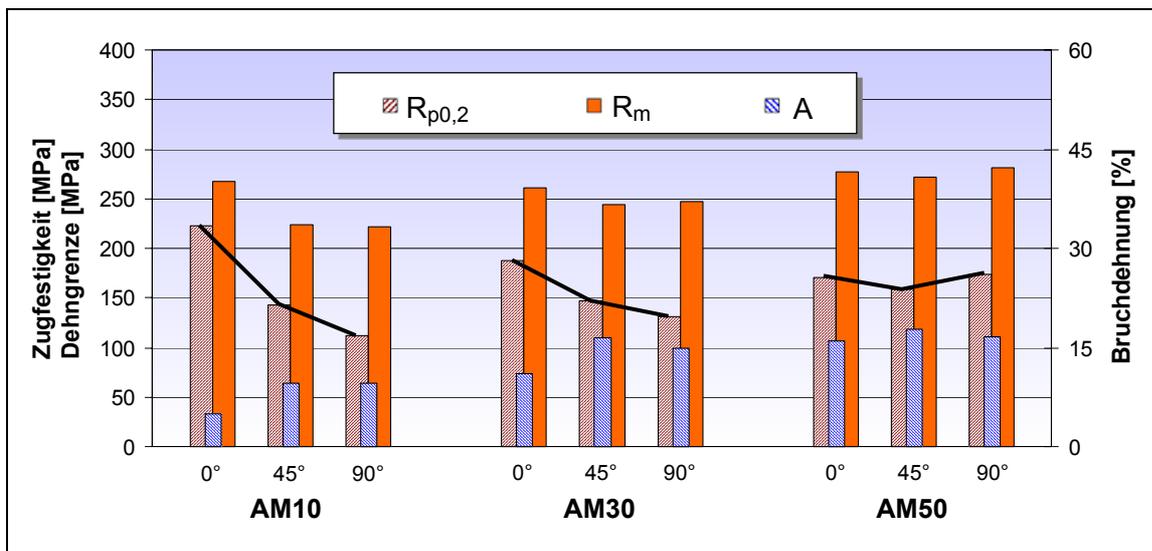


Bild 42: Mechanische Kennwerte verschiedener AM-Legierungen aus dem Zugversuch in 0°, 45° und 90° zur Strangpressrichtung

Es ist anhand der eingezeichneten Verbindungsgeraden zu erkennen, dass bei der AM10-Legierung eine ausgeprägte Asymmetrie vorliegt, die bei der AM30-Legierung wesentlich schwächer ausgeprägt ist. Für die AM50-Legierung zeigt sich eine annähernd symmetrische Charakteristik. Aus den in dieser Versuchsreihe verpressten Geometrien ergibt sich somit die Notwendigkeit, zur Einstellung symmetrischer Eigenschaften mindestens 5% Aluminium bei AM-

Legierungen zu verwenden. Vergleichbare Ergebnisse zeigen auch andere Legierungsgruppen.

Definiert man die Differenz zwischen der Dehngrenze quer zur Strangpressrichtung und in Strangpressrichtung als Kennwert für die Asymmetrie mit

$$r = R_{p0,2}(90^\circ) - R_{p0,2}(0^\circ), \quad \text{Gleichung 15}$$

so ergeben sich die in Bild 43 dargestellten Verläufe verschiedener Legierungssysteme in Abhängigkeit von der Legierungselementmenge. Das „x“ bei der Werkstoffbezeichnung kennzeichnet den variablen Legierungsanteil. Es ergeben sich annähernd lineare Verläufe, wobei die AZ-Legierungen mit etwa 4% und die AM-Legierungen mit etwa 4,5% Aluminium symmetrische Eigenschaften bezüglich der Dehngrenze aufweisen. Die ZM-Legierungen zeigen ebenfalls mit etwa 4,5% Zink ein symmetrisches Verhalten, wobei die ZA-Legierungen im untersuchten Legierungsspektrum keinen eindeutig linearen Verlauf besitzen. Jedoch ist der Wert bei 3,2% Zink wesentlich höher als bei 2,6%, d.h. es ist zu erwarten, dass die Asymmetrie ebenfalls mit Zunahme des Zinkgehaltes verschwindet. Die Analyse der Ergebnisse aus den Druckversuchen ergab ein gegenüber den Zugversuchen vergleichbares Verhalten der Ergebnisse 0° , 45° und 90° zur Strangpressrichtung.

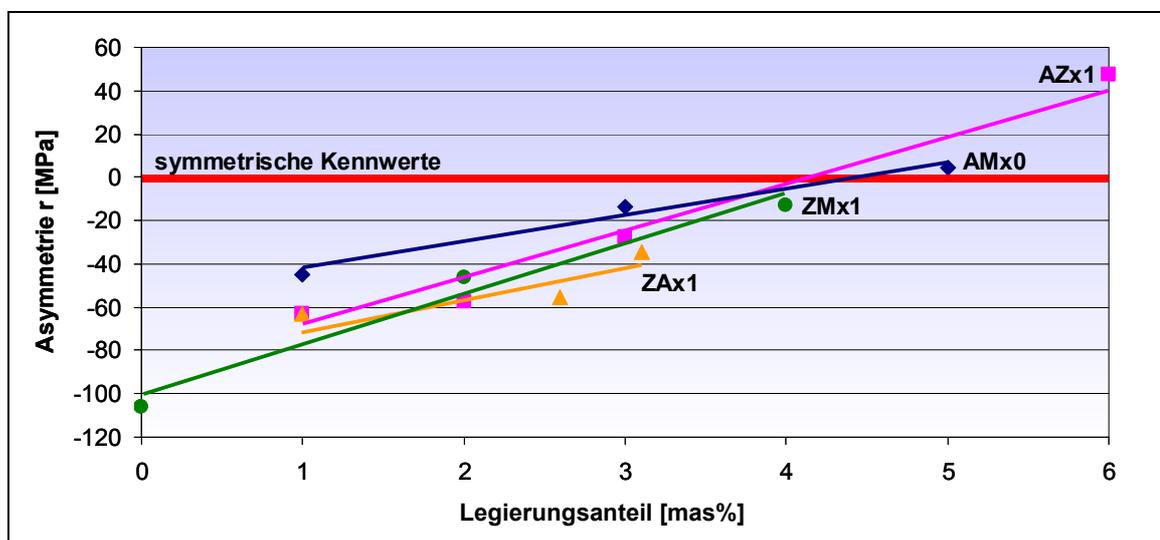


Bild 43: Asymmetriewert verschiedener Legierungen aus dem Zugversuch in Abhängigkeit von den Legierungselementanteilen

Die Ursache für diese Legierungsabhängigkeit der Asymmetrie bis hin zu ihrer Umkehrung bei der AZ61-Legierung kann zwei Ursachen haben. Zum einen kommt es mit zunehmenden Legierungsgehalten zu Mischkristallbildung und Ausscheidungen. Hierdurch werden die mechanischen Eigenschaften signifikant beeinflusst, was sich auch auf die Asymmetrie auswirkt. Darüber hinaus muss

zum anderen auch in Betracht gezogen werden, dass die Legierungselemente die Texturierung des Gefüges derart beeinflussen, dass die Ausrichtung der hexagonalen Gitterstruktur das asymmetrische Verhalten beeinflusst.

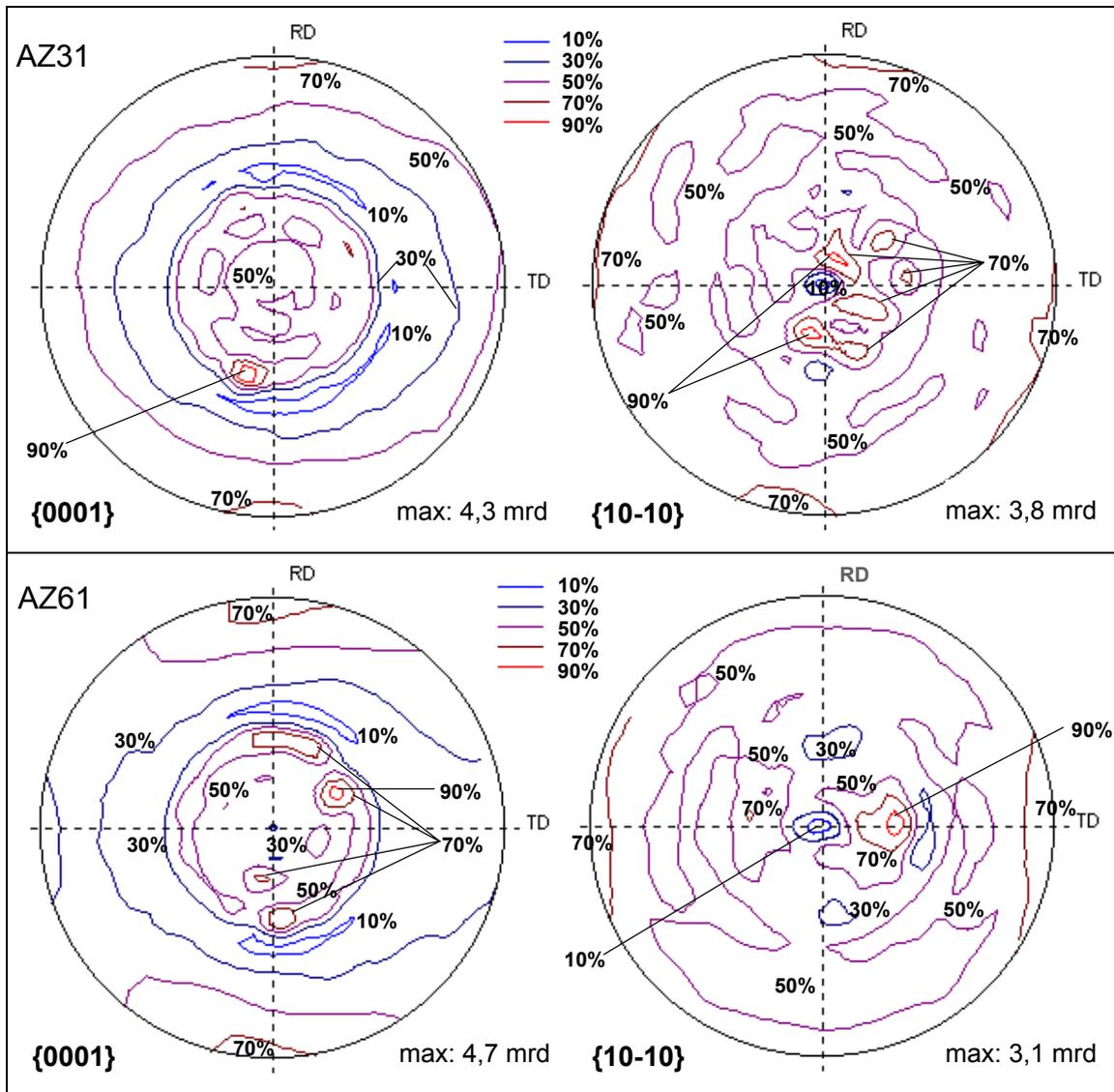


Bild 44: Ermittelte Polfiguren der stranggepressten AZ31- und AZ61-Legierung

Zur genaueren Bewertung wurden Texturuntersuchungen durchgeführt. Grundsätzlich wird für Magnesium in der Literatur die in Bild 20 dargestellte Texturierung beschrieben, wonach sich die Basisebene senkrecht zur Strangpressrichtung ausrichtet. Neuere Untersuchungen zeigen jedoch, dass dieses nicht die sich tatsächlich einstellende Textur korrekt beschreibt [Sch04b]. Bedingt durch ein inhomogenes Fließen des Materials beim Strangpressen über den Querschnitt ergeben sich stark abweichende Texturierungen, doch auch über die Länge des Stranges ändert sich die Texturierung. Letzteres ist insbesondere durch die zunehmende Erwärmung im Blockinneren aufgrund der entstehenden

Umformwärme und der damit verbundenen Neigung zum Fließtyp C verbunden (vergleiche Abschnitt 6.1.4).

Bild 44 zeigt die Polfiguren einer stranggepressten AZ31- und AZ61-Legierung im Vergleich, welche an einem Flachprofil (6x60 mm) ermittelt wurden. Gemessen wurde der Bereich in der Mitte des Profils (vergleiche Bild 45). Die TD- und RD-Achsen sind Bezugsachsen zur eindeutigen Zuordnung der Probenlage zu den ermittelten Polfiguren (vergleiche Bild 45).

Die Polfiguren besitzen vergleichbare Texturierungen. So ist die Ausrichtung der Basisebenen $\{0001\}$ bei beiden Werkstoffen mit einer nur geringen Kippung der c-Achse zur Strangpressrichtung von etwa 30° zu erkennen, entsprechend einer Fasertextur. In diesem Bereich liegen auch die beiden Maxima mit 90%. Diese lokalen Maxima können durch vereinzelte, größere Körner hervorgerufen sein. Darüber hinaus zeigt die AZ31-Legierung ebenfalls eine deutliche Fasertextur mit einer Kippung der c-Achse um etwa 70° zur Strangpressrichtung. Dies widerspricht deutlich der in der Literatur beschriebenen Texturierung stranggepresster Magnesiumwerkstoffe (vergleiche Bild 20). Eine Ausrichtung der c-Achse direkt in Strangpressrichtung liegt bei beiden Legierungen so gut wie nicht vor (Basaltextur), da die Polfiguren der AZ61- und AZ31-Legierung im Zentrum ein deutliches Minimum besitzen. Darüber hinaus ist eine Ausrichtung der Basisebenen senkrecht zur Strangpressrichtung vorhanden, wie es auch in der Literatur beschrieben wird. So kann im oberen und unteren Bereich der Polfiguren ein zusätzliches Maximum mit 70% beobachtet werden. Bei der AZ61-Legierung ist die Ausrichtung der c-Achse zur RD-Achse deutlich ausgeprägter, welches durch den Verlauf der 30%- und 50%- Linie zu erkennen ist.

Die Polfiguren der $\{10-10\}$ -Ebenen zeigen bei beiden Legierungen eine scharfe Texturierung. Die stärkere Ausrichtung der c-Achse des hexagonalen Gitters zur RD-Achse bei der AZ61-Legierung wird auch in diesen Polfiguren sichtbar. So sind die Maxima der $\{10-10\}$ -Ebenen lediglich im Bereich der TD-Achse zu finden, während die AZ31-Legierung auch Maxima im Bereich der RD-Achse aufweist. Diese Maxima liegen dabei in einem sehr kleinen Bereich zwischen 10° und 20° , was darauf schließen lässt, dass diese Gefügestrukturen ihre $\{10-10\}$ -Ebenen nicht senkrecht zur Strangpressrichtung ausrichten. Bild 45 verdeutlicht dieses bildhaft anhand der dargestellten hexagonalen Gitterstrukturen. In jedem Fall besitzt die stranggepresste AZ61-Legierung eine ausgeprägtere Orientierung für die Kristallstrukturen, in welcher die $\{0001\}$ -Ebenen parallel zur Strangpressrichtung ausgerichtet sind.

Hieraus ergibt sich, dass die Asymmetrie nicht nur durch das Ausscheidungsverhalten der Legierungen begründet ist. Es ist davon auszugehen, dass auch

die darauf einwirkende Texturierung einen deutlichen Einfluss hat, da die AZ61-Legierung gegenüber der AZ31-Legierung eine ausgeprägtere Ausrichtung der Gitterstruktur parallel zur Strangpressrichtung besitzt.

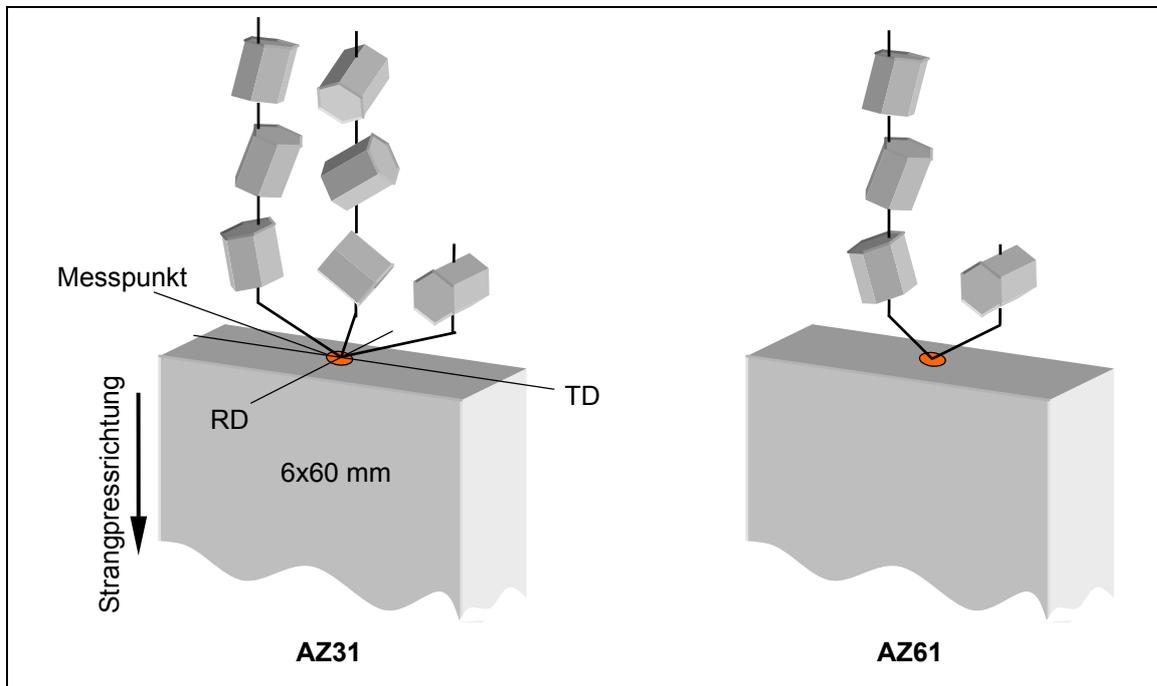


Bild 45: Schematische Darstellung der Gefügeorientierung

Anisotropie

Die Zug-/ Druck-Anisotropie ist ein grundlegendes Problem umgeformter Magnesiumwerkstoffe. Voraussetzung hierfür ist eine geordnete Orientierung des hexagonalen Gitters. Aus der Literatur ist bekannt, dass durch Legieren die Anisotropie signifikant beeinflusst werden kann. So beschreibt Ball [Bal94] Untersuchungen an WE54- und ZC71-Legierungen, wobei die WE54-Legierung kein anisotropes Verhalten zeigt. Begründet wird dies durch die partikelinduzierte Rekristallisation bei der Umformung dieser yttriumhaltigen Legierung (Particle Stimulated Nucleation, PSN), wodurch eine regellose Orientierung des Gefüges hervorgerufen wird. Yttrium steigert zudem die Warmfestigkeit von Magnesium. Dies wirkt sich negativ auf den Strangpressprozess aus, da wesentlich höhere Prozesstemperaturen eingestellt werden müssen. Zudem steigen die Presskräfte signifikant an. Bild 46 zeigt die ermittelten mechanischen Kennwerte einer stranggepressten WE43-Legierung aus dem Zug- und Druckversuch in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung. Neben einer Asymmetrie ist deutlich zu erkennen, dass die Dehn- und die Stauchgrenzen ähnliche Werte sowohl im Zug- als auch im Druckversuch zeigen. Yttriumhaltige Legierungen weisen nach der Umformung keine nennenswerte Zwillingbildung bei Druckbeanspruchung auf, welche zu einer frühzeitigen plastischen Verformung führt.

Zur Abschätzung der Texturierung dieser WE43-Legierung und zur Überprüfung der Mechanismen der Partikel induzierten Rekristallisation wurden an dieser stranggepressten Legierung Texturuntersuchungen durchgeführt. In Bild 47 sind die ermittelten und berechneten Polfiguren der Basisebenen $\{0001\}$ und den $\{10-10\}$ -Ebenen dargestellt.

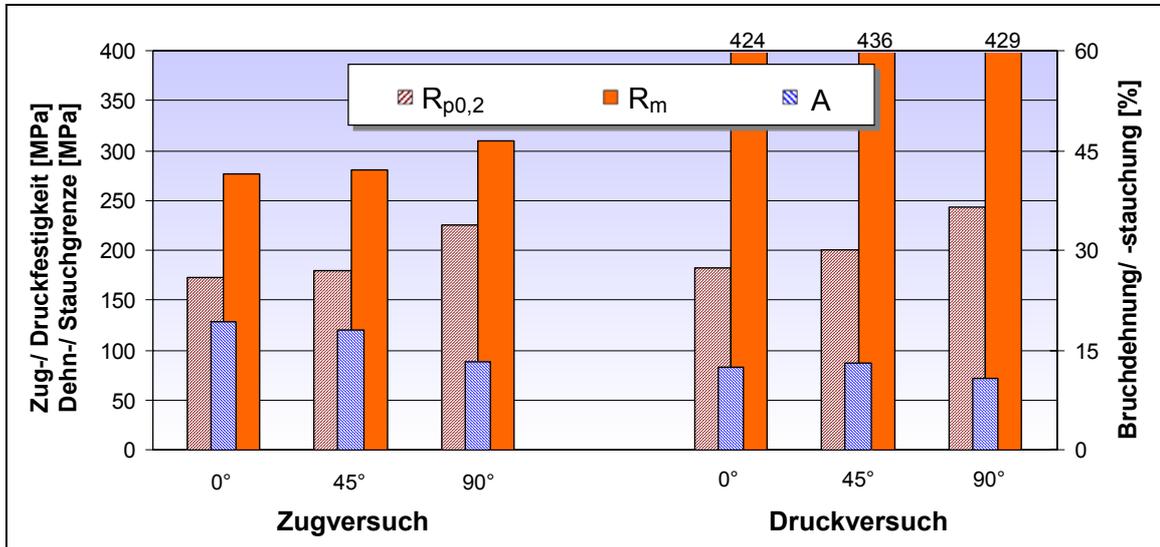


Bild 46: Mechanische Kennwerte einer stranggepressten WE43-Legierung

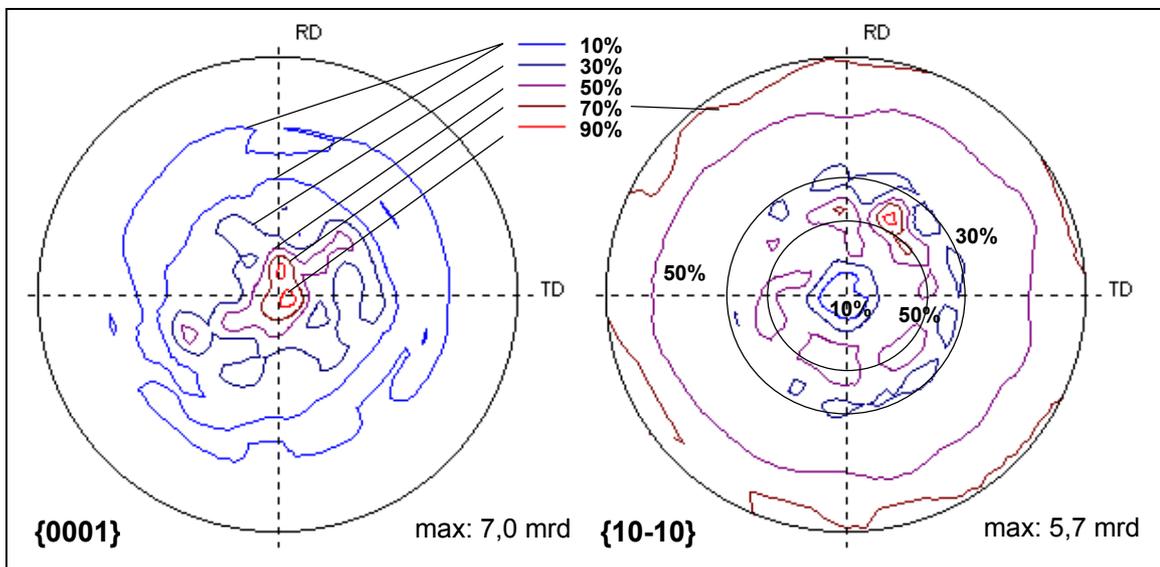


Bild 47: Ermittelte Polfiguren der stranggepressten WE43-Legierung

In der Polfigur der Basisebenen zeigt sich eine ungewöhnlich stark ausgeprägte Ausrichtung dieser Ebene senkrecht zur Strangpressrichtung mit einem Maximum von 7 mrd. In diesem Fall spricht man von einer Basaltextrur. Dieses widerspricht sehr deutlich dem in der Literatur angegebenen Mechanismus der PSN bei der Umformung yttriumhaltiger Legierungen [Bal94]. Zu erwarten wäre

demnach eine weitestgehend regellose Orientierung. Darüber hinaus deutet der breite Ring von 10% darauf hin, dass im äußeren Bereich der Polfigur eine leichte Zunahme der Intensität vorliegt. Dies hat zur Folge, dass eine zusätzliche Fasertextur mit Ausrichtung der Basisebene parallel zur Strangpressrichtung vorhanden ist. Diese ist aber nur schwach ausgeprägt.

In die Polfigur der $\{10\text{-}10\}$ -Ebenen sind zur Verdeutlichung Ringe gleicher Intensität eingezeichnet. Dabei liegt im Zentrum ein Minimum vor, während bei 30° ein erstes Maximum mit 50% vorhanden ist. Mit zunehmendem Winkel sinkt die Intensität wieder und erst zum Rand hin (90°) steigt die Intensität erneut deutlich an. Dies wird durch eine scharfe Fasertextur hervorgerufen. Die $\{10\text{-}10\}$ -Ebenen richten sich dabei parallel zur Strangpressrichtung aus. Das Maximum im oberen rechten Bereich hängt in diesem Zusammenhang vermutlich mit der Geometrie des untersuchten Profils zusammen (6x60 mm). Die berechnete Polfigur der $\{11\text{-}20\}$ -Ebenen bestätigt diese Ausrichtung.

Bild 48 verdeutlicht die beiden konträren Texturierungen der hexagonalen Gitterstruktur, wobei die Ausrichtung der Basisebene parallel zur Strangpressrichtung nur schwach ausgeprägt ist. Dabei bildet sich die Fasertextur mit Ausrichtung der Basisebene parallel zur Strangpressrichtung so aus, dass auch eine klare Orientierung der $\{10\text{-}10\}$ -Ebenen parallel zur Strangpressrichtung vorliegt. Die Orientierung der Basisebene senkrecht zur Strangpressrichtung ist dem gegenüber wesentlich deutlicher ausgeprägt.

Diese Ergebnisse stehen den Erkenntnissen aus Bild 44 und Bild 45 entgegen, wo sich beim Verpressen eines identischen Profils keine Ausrichtung der Basisebene quer zur Strangpressrichtung ergeben hat. Dies ist auch als Grund für die nicht vorhandene Anisotropie zu sehen. Entgegen den Angaben in der Literatur wirken bei yttriumhaltigen Legierungen nicht die Mechanismen der PSN, sondern es bildet sich eine stark ausgeprägte Textur aus, die die Zwillingsbildung, welche für das anisotrope Verhalten verantwortlich ist, nicht unterstützt.

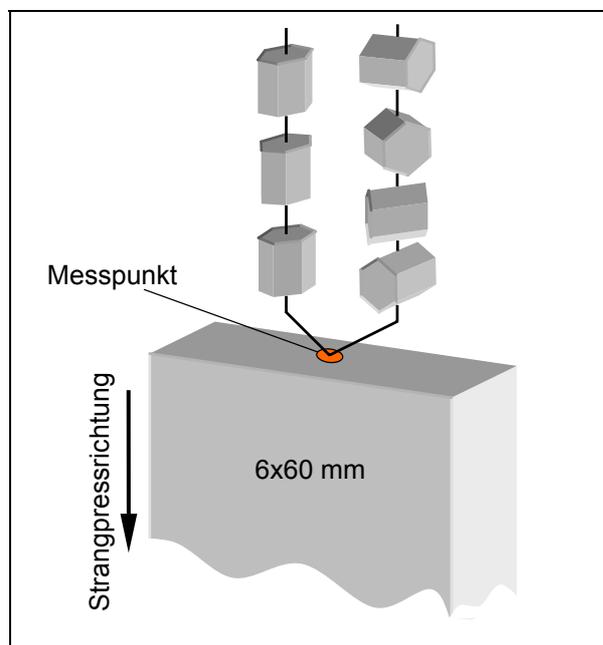


Bild 48: Veranschaulichung der Gefügeausrichtung der stranggepressten WE43-Legierung

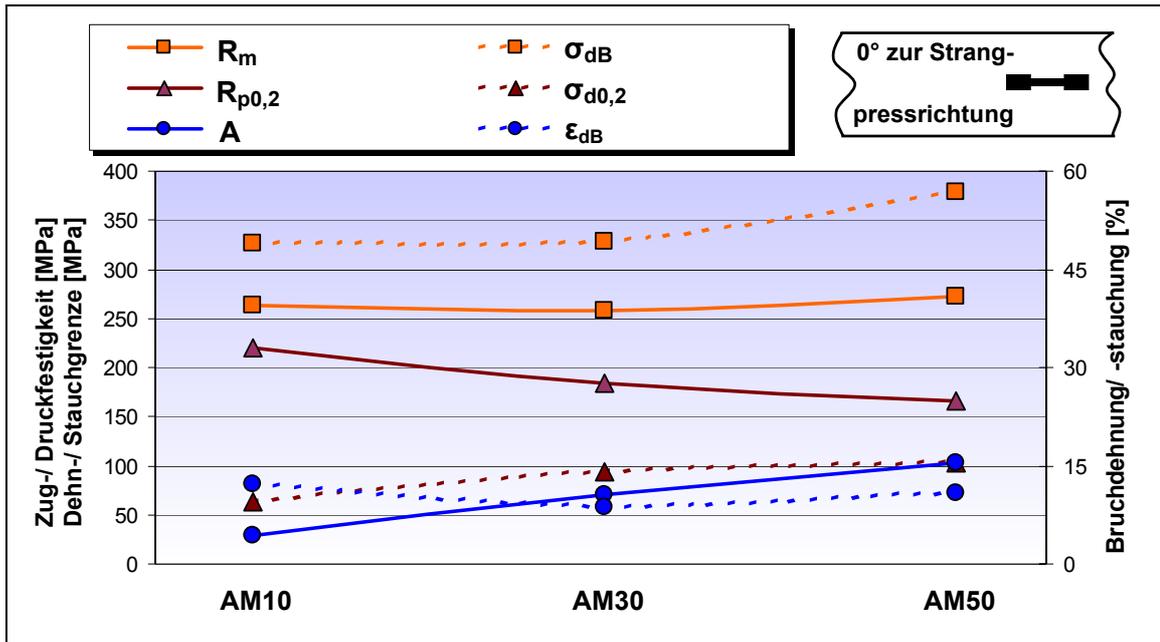


Bild 49: Kennwerte aus den Zug- und Druckversuchen in Abhängigkeit von dem Aluminiumgehalt aufgenommen 0° zur Strangpressrichtung (AM-Legierungen)

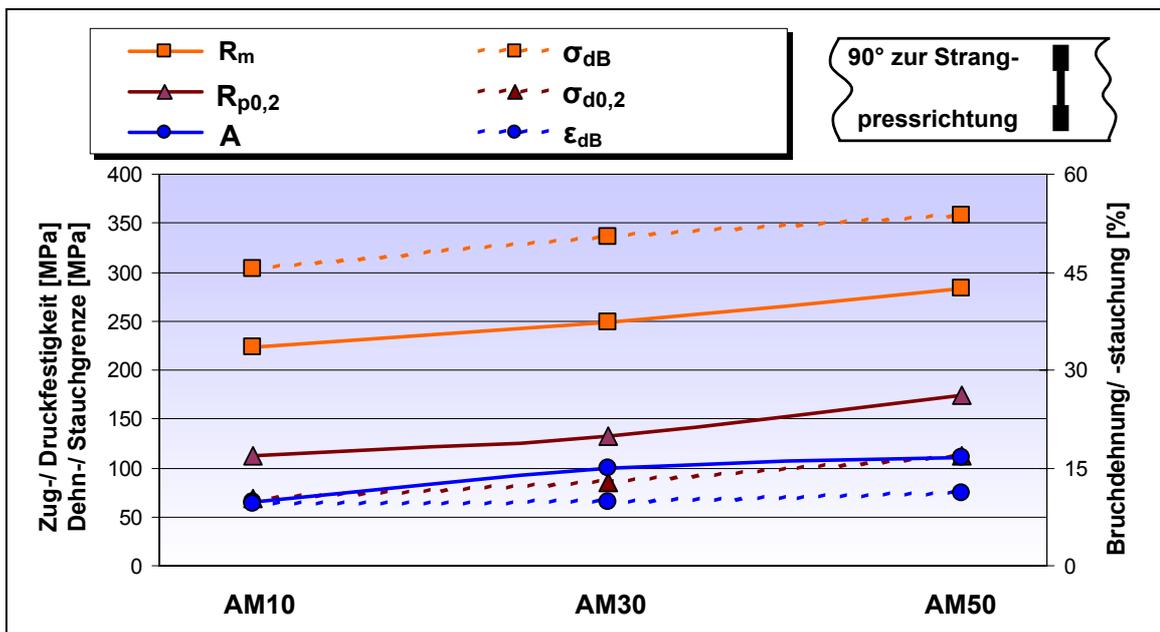


Bild 50: Kennwerte aus den Zug- und Druckversuchen in Abhängigkeit von dem Aluminiumgehalt aufgenommen 90° zur Strangpressrichtung (AM-Legierungen)

Stranggepresste Legierungen der AM-, AZ-, ZA- und ZM-Gruppe weisen gegenüber der WE43-Legierung im gesamten untersuchten Legierungsspektrum eine deutliche Anisotropie auf. Bild 49 und Bild 50 zeigen den Verlauf der Zug-Druck-Eigenschaften in Abhängigkeit vom Aluminiumgehalt sowohl 0° als auch 90° zur Strangpressrichtung beispielhaft anhand der AM-Legierungen. Bei diesen Legie-

rungen ist 0° zur Strangpressrichtung zu erkennen, dass sich mit zunehmendem Aluminiumgehalt die Dehn- und Stauchgrenze annähern (Bild 49). Die Dehn- grenze fällt dabei auf unter 170 MPa. Betrachtet man dem gegenüber die Werte 90° zur Strangpressrichtung (Bild 50), so ist ein annähernd paralleler Verlauf der Dehn- und Stauchgrenze zu erkennen. Vergleichbare Ergebnisse zeigen die anderen Legierungsgruppen. Bei den AZx1-Legierungen mit zunehmendem Gehalt an Aluminium kann 0° zur Strangpressrichtung ebenfalls ein leicht konvergierendes Verhalten beobachtet werden. Die Dehn- und Stauchgrenzen 90° zur Strangpressrichtung zeigen dem gegenüber, wie die AM-Legierungen, ein deutlich divergierendes Verhalten, hier ab $\sim 3\%$ Aluminium. Bei den ZA- und den ZM-Legierungen kann für den untersuchten Legierungsbereich bei den gewählten Strangpressparametern ebenfalls kein positiver Einfluss auf die Zug-/ Druck-Anisotropie beobachtet werden. Eine nennenswerte Beeinflussung der Zug-/ Druck-Anisotropie mit Hilfe der Legierungselemente Aluminium, Zink und Mangan ist somit nicht möglich.

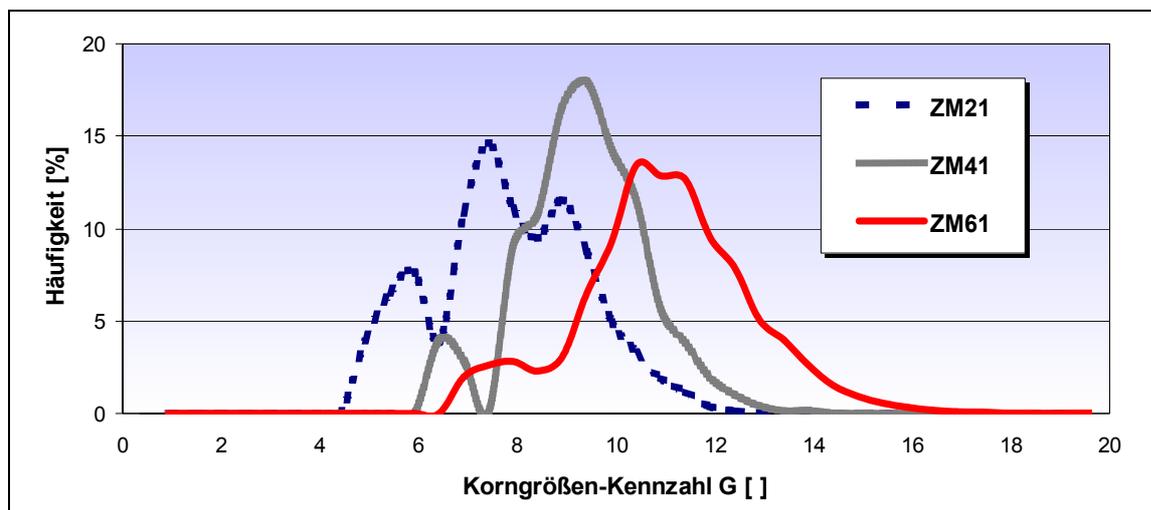


Bild 51: Korngrößenhäufigkeitsverteilung dreier ZM-Legierungen

Gefügestruktur (Korngröße)

Der Einfluss der Legierungselemente auf die Korngröße als eine der wichtigsten Charakterisierungen des Gefüges ist in Bild 51 anhand von drei ZM-Legierungen deutlich zu erkennen. Aufgetragen ist die prozentuale Häufigkeit über der Korngrößen-Kennzahl G einer ZM21-, einer ZM41- und einer ZM61-Legierung, welche im Labormaßstab unter identischen Bedingungen verpresst wurden. Mit zunehmendem Legierungsanteil bildet sich ein feineres Korn aus. Dieses ist in der Rekristallisationstemperatur begründet, welche mit zunehmendem Legierungsanteil steigt. Bedingt hierdurch wird die Sekundärrekristallisation bzw. das Kornwachstum unmittelbar nach der Umformung unterdrückt. Die durch die Legierungselemente hervorgerufenen Strangpresskräfte, die wiederum zu einer grö-

ßeren Temperaturerhöhung in der Umformzone führen, kompensieren diese Anhebung der Rekristallisationstemperatur nicht. Da die Bedeutung der Korngröße vor allem bei der Bewertung ein und derselben Legierung in verschiedenen Zuständen von Bedeutung ist aber weniger bei der Bewertung verschiedener Legierungen untereinander, wird diese Thematik hier nicht tiefergehend behandelt.

6.1.2 Qualität der Pressblöcke

6.1.2.1 Gießtechnische Herstellung

Das Gießverfahren und damit die Qualität der Ausgangshalbzeuge für das Strangpressen werden im Allgemeinen als sehr bedeutend bewertet. Gießverfahren wie z.B. der Strangguss zeichnen sich durch ein weitgehend lunkerfreies Gefüge aus. Ein Abdrehen der Gushaut ist in nur sehr geringem Maße notwendig. Sofern mit Schale verpresst wird, kann teilweise sogar auf eine spanende Bearbeitung verzichtet werden. Im Kokillenguss hergestellte Halbzeuge bergen dagegen die Gefahr von Lunkern und Einschlüssen durch z.B. eingespülte Oxidschichten. Zwar heilen diese Fehler bei hohen Umformungen bzw. Umformgraden in gewissem Maße aus, doch bleibt eine Restunsicherheit. Wie in Abschnitt 2.2.3 dargestellt, hat nach Schichtel [Sch54] die Gefügestruktur keinen Einfluss auf die Verpressbarkeit. Über die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften wird in der Literatur aber nicht eingegangen. Aus diesem Grund wurde in einer Versuchsserie der Einfluss des Gießverfahrens untersucht. Hierfür wurden drei unterschiedliche Zustände einer AZ31-Legierung betrachtet, die neben dem Gießverfahren auch die Gefahr des Einspülens von Wasserstoff beim Gießen berücksichtigen sollten:

Halbzeug 1: Stranggussqualität

Halbzeug 2: Hierzu wurde Werkstoff der Qualität Halbzeug 1 in einem Tiegel unter Schutzgas aufgeschmolzen und anschließend einer Elfinalbehandlung unterzogen. Insgesamt wurden 7 kg Schmelze bei 750°C einmal mit 20 g und einmal mit 40 g FeCl₃ geimpft (vergleiche Abschnitt 2.2.3). Anschließend wurde die Schmelze unmittelbar in eine Kokille abgegossen.

Halbzeug 3: Bei diesem Halbzeug wurde ebenfalls Werkstoff der Qualität Halbzeug 1 der gleichen Charge in einem Tiegel aufgeschmolzen. Hierbei fand jedoch kein Schutzgas Verwendung, sondern Abdecksalz. Die Schmelze wurde so etwa 2,5 Stunden mit offenem Tiegel bei 750°C gehalten, bevor sie wie Halbzeug 2 in eine Kokille abgegossen wurde.

Um eine Abschätzung vornehmen zu können, inwieweit beim Halbzeug 2 und 3

Eisen in Lösung gegangen ist, wurden mehrere EDX-Analysen durchgeführt. Dabei wurden sowohl die gegossenen Halbzeuge untersucht, als auch Proben nach dem Strangpressen. In keiner der analysierten Proben konnte ein Anteil Eisen nachgewiesen werden. Alle untersuchten Proben enthielten im Rahmen der Messunsicherheit identische Zusammensetzungen der Legierungselemente. Die Analyse des Wasserstoffgehaltes der drei Proben wurde durch das Institut für Materialprüfung und Werkstofftechnik, Dr. Dölling + Dr. Neubert GmbH, in Clausthal-Zellerfeld durchgeführt. Bei einer Temperatur von 450°C ergaben die Mittelwerte aus drei Messungen für Halbzeug 1 = 0,23 ppm, für Halbzeug 2 = 0,22 ppm und für Halbzeug 3 = 0,22 ppm. Entgegen den Aussagen von Schichtel [Sch54] konnte somit keine Erhöhung des Wasserstoffgehaltes durch ein längeres Halten der Schmelze hervorgerufen werden. Dabei zeigte auch die Eifinalbehandlung, welche eine Senkung des Wasserstoffgehaltes hervorrufen sollte, keinen Einfluss.

Im nächsten Schritt wurden aus den drei Halbzeugen Pressblöcke mit einem Durchmesser von 28 mm gedreht und an der Laborstrangpresse auf einen Durchmesser von 7 mm bei 290°C verpresst. Die Anfahrkräfte sowie der Verlauf der Presskräfte waren bei allen Proben vergleichbar. Lediglich der Block aus Halbzeug 2 zeigte geringfügig niedrigere Werte.

Die Bestimmung der Kleinlasthärte erfolgte an Proben im Gusszustand und nach dem Strangpressen. Hierzu wurden jeweils mindestens 15 Messpunkte aufgenommen

Tabelle 5: Kleinlasthärte HV0,5 der untersuchten Proben

Halbzeug Nr.	Kleinlasthärte HV0,5		
	1	2	3
gegossen	54	72,6	69,9
stranggepresst	58,5	66,9	66,1

und der Mittelwert gebildet. In Tabelle 5 sind die ermittelten Härtewerte angegeben. Im Gusszustand zeigen die erneut abgegossenen Halbzeuge 2 und 3 eine deutlich größere Härte. Bei Betrachtung der Schliiffbilder wird die Ursache hierfür deutlich. So besitzt die stranggegossene AZ31-Legierung im Zustand 1 keinerlei Ausscheidungen, da sie nach dem Abguss lösungsgeglüht worden ist. Die Proben im Zustand 2 und 3 lagen dem gegenüber im nicht wärmebehandelten Gusszustand vor. An den Korngrenzen sind aufgrund von Seigerungeffekten deutlich höhere Aluminiumkonzentrationen (Bild 53) sowie in einigen Bereichen Mg₁₇Al₁₂-Phasen zu erkennen. Hierdurch kommt es zur Härtesteigerung im Gefüge. Bezüglich der Korngrößen unterscheiden sich die Halbzeuge untereinander nur gering. Das Halbzeug 1 besitzt dabei etwas größere Körner.

Die mechanischen Eigenschaften der stranggepressten Proben aus den Zug- und Druckversuchen sind in Bild 52 dargestellt. Deutlich zeigt sich der Unter-

schied zwischen den Gießverfahren Strangguss und Kokillenguss. Unerwartet ist hierbei, dass die Dehn- und Stauchgrenzen von im Kokillenguss hergestellten und stranggepressten Halbzeugen bis zu 34% über denen im Strangguss hergestellten und stranggepressten Halbzeugen liegen.

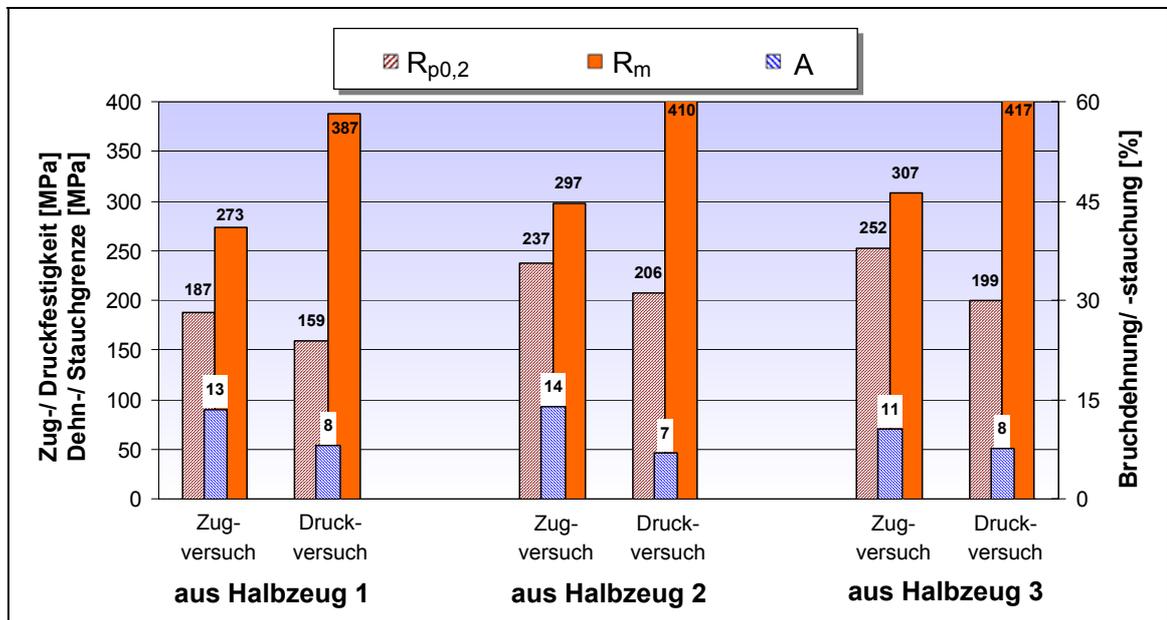


Bild 52: Mechanische Kennwerte der stranggepressten AZ31-Legierung in Abhängigkeit von dem Gießverfahren des Ausgangshalbzeuges

In Bild 53 sind die Schlibfbilder der Halbzeuge 1 und 2 im Gusszustand (G1, G2) und im stranggepressten Zustand (S1, S2) abgebildet. Wie bereits erläutert wurde, sind im Zustand G1 die Legierungselemente weitestgehend gelöst, während im Zustand G2 deutliche Seigerungen zu erkennen sind. Nach dem Strangpressen weist das Gefüge eine hohe Homogenität auf (Zustand S1). Dem gegenüber erkennt man in Zustand S2 eine deutliche bimodale Gefügestruktur, bei der zahlreiche große Körner von Bereichen sehr feiner Kornstrukturen umschlossen sind. Zudem deuten die Verfärbungen auf Konzentrationsunterschiede hin. Höppl [Hoe02] hat bereits die positive Eigenschaftserweiterung bimodaler Gefügestrukturen für Kupfer beschrieben, wobei keine eindeutige und abschließende Begründung hierfür bisher gegeben werden konnte. Eine Analyse der Korngröße ergab für Zustand S1 einen Wert von $G = 12,1$ entsprechend einer mittleren Korngröße von $5,5 \mu\text{m}$. Für Zustand S2 konnte in den feinkörnigen Bereichen ein Wert von $G = 16,5$ ermittelt werden, was einer durchschnittlichen Korngröße von $1,2 \mu\text{m}$ entspricht.

Die hohe Anzahl an Ausscheidungen in Folge von Seigerungsvorgängen beim Gießen werden durch den Strangpressprozess nicht beeinflusst. Darüber hinaus sind sie für die Entstehung einer inhomogenen Gefügestruktur nach dem Strangpressen verantwortlich. Hervorgerufen wird dies dadurch, dass in den Be-

reichen der Seigerungen durch die Ausscheidungen bei der Umformung eine sehr hohe Versetzungsdichte entsteht, die letztendlich im Zuge der dynamischen Rekristallisation zu zahlreichen Kornneubildungen führt und somit einen Bereich sehr kleiner Körner entstehen lässt. Die Bereiche geringer Ausscheidungsichte führen bei der Umformung nicht zur Behinderung der Versetzungsbewegungen, wodurch sich die in Bild 53, Zustand S2, dargestellten, lang gestreckten Körner ergeben. Die Festigkeitssteigerung bei vergleichbarer Duktilität hängt daher eng mit der Art der Ausscheidungen zusammen. So ergeben sich durch die Bereiche hoher Ausscheidungsichte Verfestigungsmechanismen mit ausgezeichneten Duktilitätseigenschaften aufgrund der sehr feinkörnigen Gefügestruktur. Da diese Bereiche nicht homogen im gesamten Werkstoff vorliegen, kommt es zu den in Bild 52 ermittelten Kennwerten.

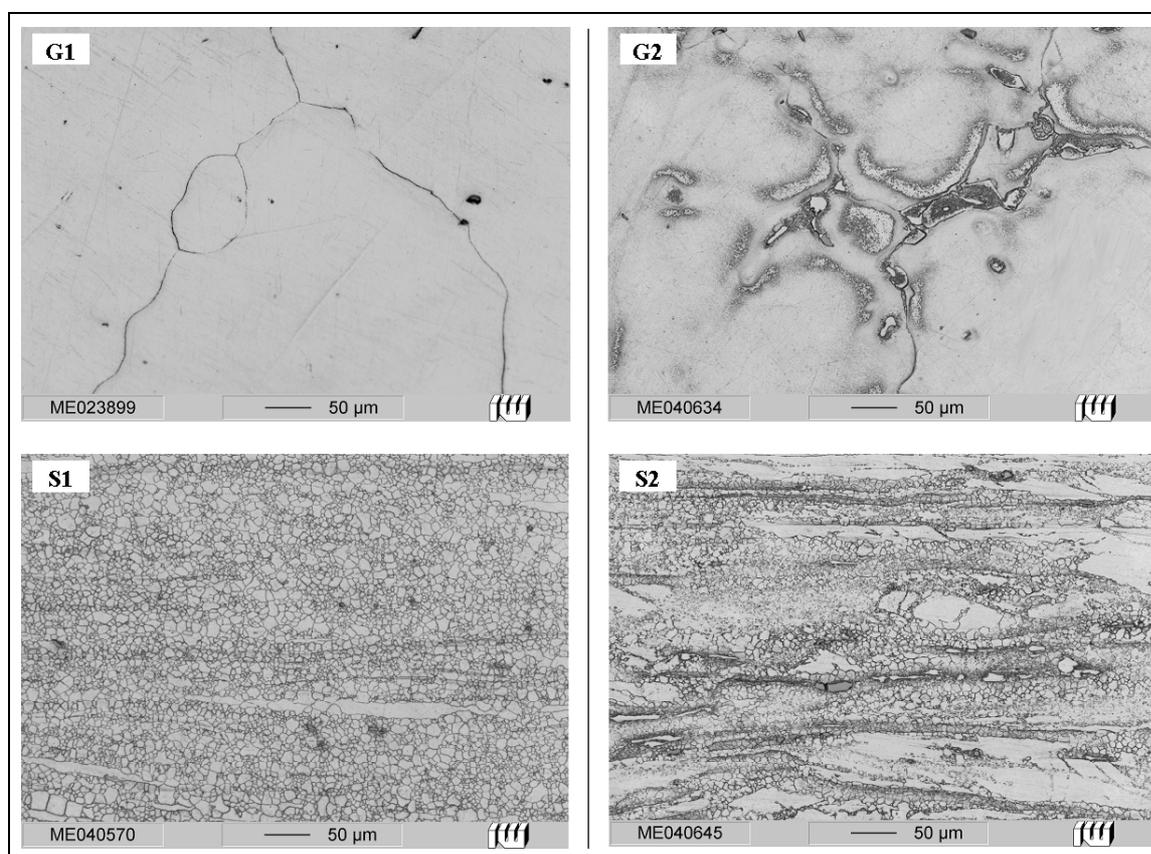


Bild 53: Schlibfbilder der Halbzeuge 1 und 2 im Gusszustand (G1, G2) und im stranggepressten Zustand (S1, S2)

Während ein Einfluss des Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften nicht nachgewiesen werden konnte, wurde festgestellt, dass durch das Gießverfahren und damit durch die Ausscheidungsmorphologie des Pressblockes deutlich Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften genommen werden kann.

6.1.2.2 Korngröße

Der Korngröße kommt beim Strangpressen nach Schichtel [Sch54] keine entscheidende Bedeutung zu. Eigene Erfahrungen mit dem ECAE-Verfahren haben dagegen gezeigt, dass die Presskräfte mit zunehmender Kornfeinung deutlich sinken (Abschnitt 6.2). Aus diesem Grund wurde der Einfluss der Halbzeug-Korngröße auf das konventionelle Strangpressen untersucht.

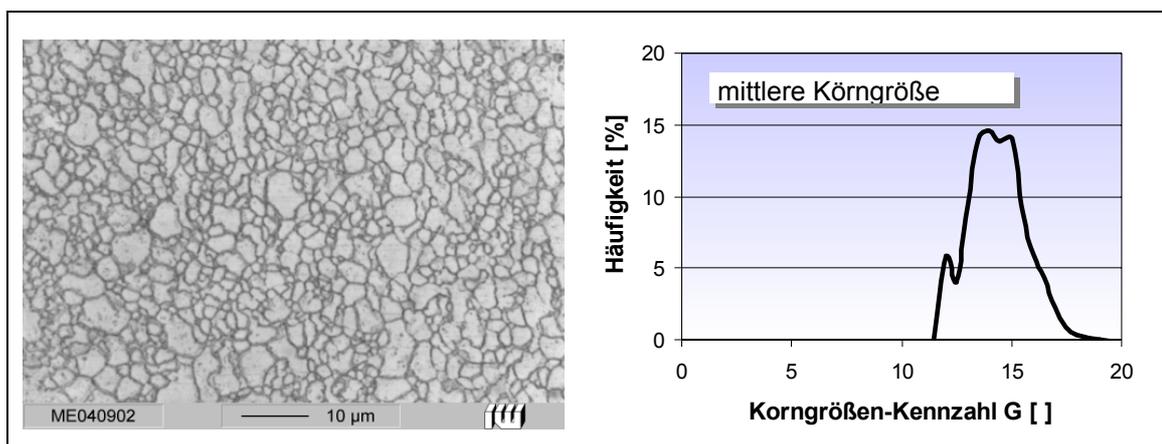


Bild 54: Schlichtbild und Korngrößendichteverteilung der mittels ECAE-Verfahren korngefeinten AZ31-Legierung

In einem ersten Schritt wurden stark korngefeinte Halbzeuge der Legierung AZ31 mittels des ECAE-Verfahrens hergestellt und charakterisiert (Abschnitt 6.2). Bild 54 zeigt ein Schlichtbild und die Korngrößen-Häufigkeitsverteilung eines so hergestellten Gefüges. Es konnte für die Korngröße ein Durchschnittswert von $G = 15,1$ ermittelt werden, entsprechend einer mittleren Korngröße von ca. 2 µm.

Zur Charakterisierung des Umformvermögens eines solchen Gefüges wurden Plastometerversuche durchgeführt, welche die Aufnahme von Fließkurven ermöglichen. Dabei wurden sowohl die korngefeinten Halbzeuge nach dem ECAE-Prozess als auch im Strangguss hergestellte Halbzeuge vergleichend untersucht.

Bild 55 zeigt die Ergebnisse dieser Plastometerversuche. Die durchgezogenen Kurven entsprechen dabei den Gussproben, die gestichelten den ECAE-Proben. Betrachtet man lediglich die Maximalwerte der Fließspannungen, so ergeben sich im Vergleich zu den Gusshalbzeugen für die korngefeinten Halbzeuge um mehr als 100 MPa niedrigere Werte. Die Verläufe der Linien der korngefeinten Halbzeuge bei 230°C und 260°C weichen nur sehr geringfügig von einander ab. Eine weitere Temperatursteigerung auf 320°C senkt die maximale Fließspannung weiter und der Verlauf zeigt sich deutlich flacher. Dieses kann zusätzlich mit dem Abbau von Versetzungen zusammen hängen. Wie in Abschnitt 6.2.5

näher untersucht, sind Haltezeiten von wenigen Sekunden bei Temperaturen von etwa 300°C bereits ausreichend, Versetzungen abzubauen und auch ein geringes Kornwachstum zu bewirken.

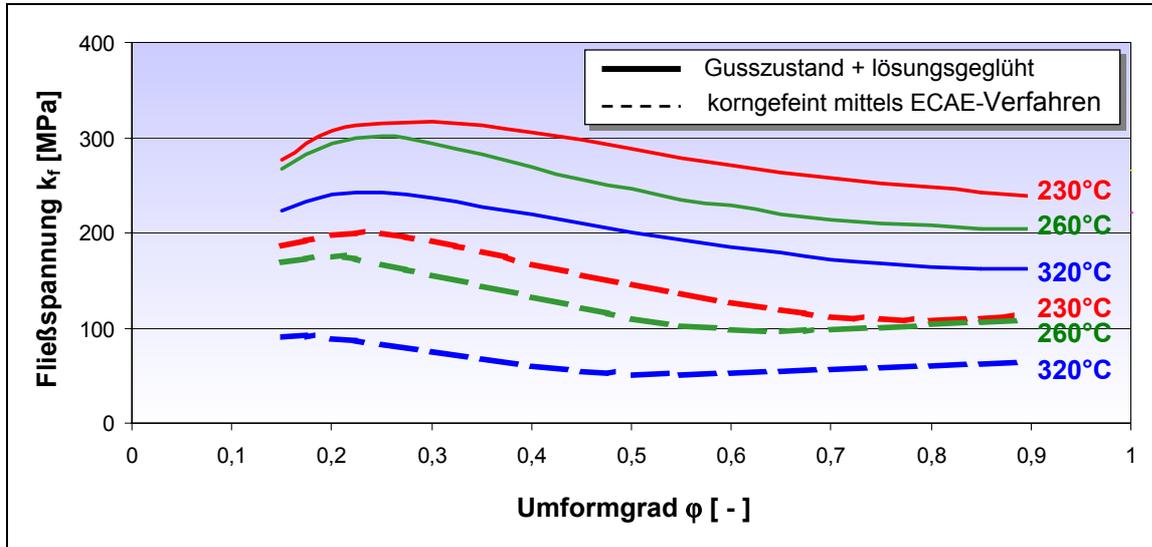


Bild 55: Fließlinien aus den Plastometerversuchen vom Gusszustand und vom korngefeinten Zustand für eine Umformgeschwindigkeit von $\dot{\phi} = 1 [1/s^2]$

Um den Einfluss korngefeinter Ausgangshalbzeuge auf die Gefügemorphologie und die mechanischen Eigenschaften stranggepresster Profile bewerten zu können, wurden die korngefeinten Halbzeuge unter Variation der Prozesstemperaturen im Labormaßstab stranggepresst. Dabei wurden zum Vergleich auch hier, Halbzeuge aus Stranggussmaterial verpresst. Als Prozesstemperaturen wurden 250°C, 300°C und 350°C eingestellt und als Profil ein Rundstab mit $\varnothing 7$ mm gewählt.

Bild 56 zeigt die ermittelten maximalen Presskräfte beim Verpressen der AZ31-Legierung sowohl der korngefeinten Halbzeuge als auch der Vergleichshalbzeuge aus Stranggussmaterial. Beide Linien fallen mit zunehmender Temperatur ab, wobei der Abfall bei beiden etwa 60 kN beträgt. Vergleicht man die Werte, so liegt die benötigte Presskraft für Stranggussmaterial bei 350°C ca. 15 kN über der

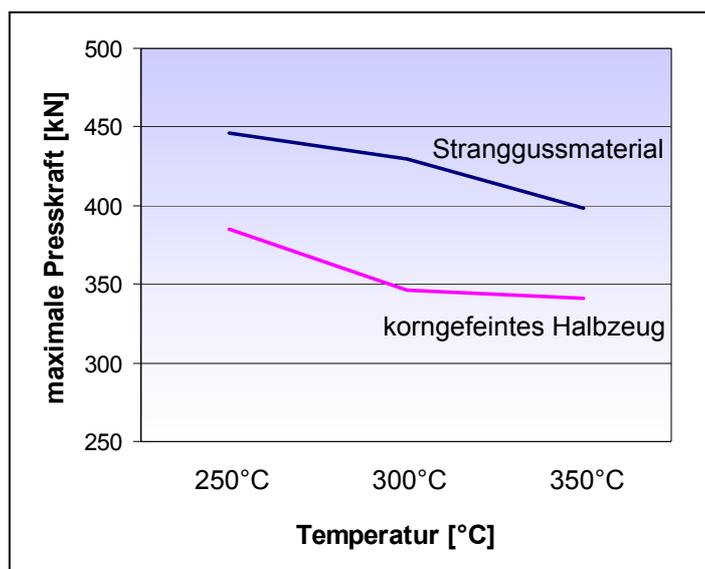


Bild 56: Presskräfte in Abhängigkeit von der Prozesstemperatur

Presskraft von dem korngefeinten Material bei 250°C. Hieraus wird deutlich, dass durch die Verwendung entsprechender Ausgangshalbzeuge beim Strangpressen höhere Umformgrade bei gleicher Pressenleistung erreicht werden können. Andererseits lässt sich alternativ bei gleichen Umformgraden eine niedrigere Prozesstemperatur einstellen, was sich wiederum positiv auf die Gefügemorphologie auswirkt. Bild 57 zeigt hierzu im Vergleich die mechanischen Kennwerte aus dem Zug- und Druckversuch der stranggepressten AZ31-Legierung in Abhängigkeit von der Ausgangskorngröße der Pressblöcke und der Prozesstemperatur beim Strangpressen.

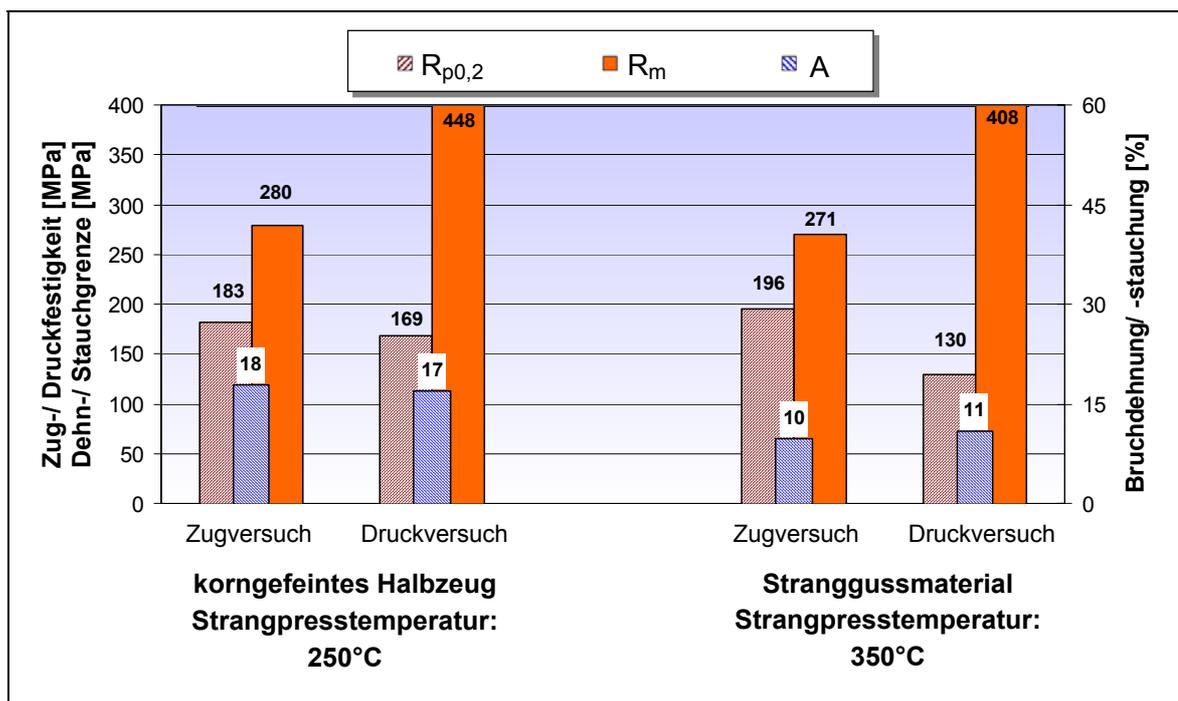


Bild 57: Mechanische Kennwerte aus dem Zug- und Druckversuch stranggepresster AZ31-Legierungen in Abhängigkeit von der Prozesstemperatur und der Ausgangskorngröße der Pressblöcke

Durch die Möglichkeit, bei korngefeinten Ausgangshalbzeugen für das Strangpressen niedrigere Prozesstemperaturen einstellen zu können, ergeben sich erhebliche Vorteile bei den mechanischen Eigenschaften. Neben einer signifikant höheren Stauchgrenze von 169 MPa gegenüber 130 MPa bei Verwendung von korngefeintem Ausgangsmaterial gegenüber konventioneller Stranggussqualität, ist auch eine deutliche Duktilitätssteigerung zu erkennen. So liegt die Bruchdehnung und -stauchung mit 18% und 17% wesentlich höher. Auch wenn die Herstellung solcher Ausgangshalbzeuge zur Zeit nur recht aufwendig realisiert werden kann, wird hierdurch das Potenzial von Magnesiumwerkstoffen sehr deutlich. Zudem stellt die so erreichbare Anhebung der Formgebungsgrenzen eine bedeutsame Erweiterung der möglichen Einsatzbereiche dar.

Eine Verpressung von korngefeintem Gefüge ohne Anwendung des aufwendi-

gen ECAE-Prozesses kann bedingt auch mittels eines vorgeschalteten Aufstauens des Pressblockes in der Presse selbst realisiert werden. Bei diesem UPEX-Verfahren (UPEX = upsetting + extruding) wird ein Block mit einem deutlich kleineren Durchmesser in den Rezipienten eingebracht. Hierdurch erfährt der Block bei angepassten Prozessparametern eine starke Aufstauchung und somit eine Kornfeinung durch dynamische Rekristallisation, bevor der eigentliche Pressvorgang beginnt (Bac01, Bac02).

6.1.3 Prozesstemperatur

Die Prozesstemperatur umfasst die Rezipiententemperatur, die Werkzeugtemperatur und die Blocktemperatur zu Beginn der Pressung sowie ihre Entwicklung während des Pressvorganges. Darüber hinaus ist es möglich, verschiedene Zonen des Blockes oder des Rezipienten unterschiedlich stark zu beheizen oder zu kühlen. Bei den durchgeführten Versuchen wurde keine Zonenheizung angewendet. Die Matrizentemperatur ergibt sich durch Wärmeleitung bei Kontakt mit dem Rezipienten und durch die Umformwärme des vorher verpressten Blockes. Somit ist diese bedingt kontrollier- und einstellbar. Die Matrizentemperatur zum Pressbeginn entspricht dabei der gemessenen Strangtemperatur vor dem Pressvorgang, da das Thermoelement unmittelbar im Werkzeug angebracht ist. Eine Betrachtung der Prozesstemperatur ohne Einbeziehung der Umformgeschwindigkeit ist nur bedingt möglich, da diese beiden Parameter unmittelbar zusammen hängen (Bild 10).

Anfahr- und stationäre Presskräfte

Bild 58 zeigt das Pressprotokoll einer indirekt verpressten AM10-Legierung bei einer Blockeinsatztemperatur von 362°C. Verpresst wurde eine Rundstange mit dem Durchmesser 20 mm (Bild 28). Die Stempelkraft steigt im Anfahrprozess bis auf 4,38 MN an, bevor sie auf 3,63 MN abfällt und dann annähernd konstant bleibt.

Dagegen zeigt Bild 59 das Pressprotokoll ebenfalls einer AM10-Legierung, welche bei einer etwa 50°C niedrigeren Blockeinsatztemperatur von 315°C verpresst wurde. Die Beschleunigung, die stationäre Stempelgeschwindigkeit sowie die Matrizentemperatur vor dem Pressbeginn stimmen annähernd überein. Durch die Reduzierung der Blockeinsatztemperatur erhöht sich die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess von 4,38 MN auf 5,14 MN, was einer Steigerung von über 17% entspricht. Aber auch im stationären Bereich des Pressvorganges ist eine um 10% höhere Stempelkraft zu beobachten. Bezüglich der sich einstellenden Strangtemperatur nach einem Stempelweg >150 mm ergibt sich erwartungsgemäß eine niedrigere Temperatur bei der AM10-Legierung aus Bild 59

gegenüber der aus Bild 58. Der Unterschied beträgt hierbei ca. 20°C.

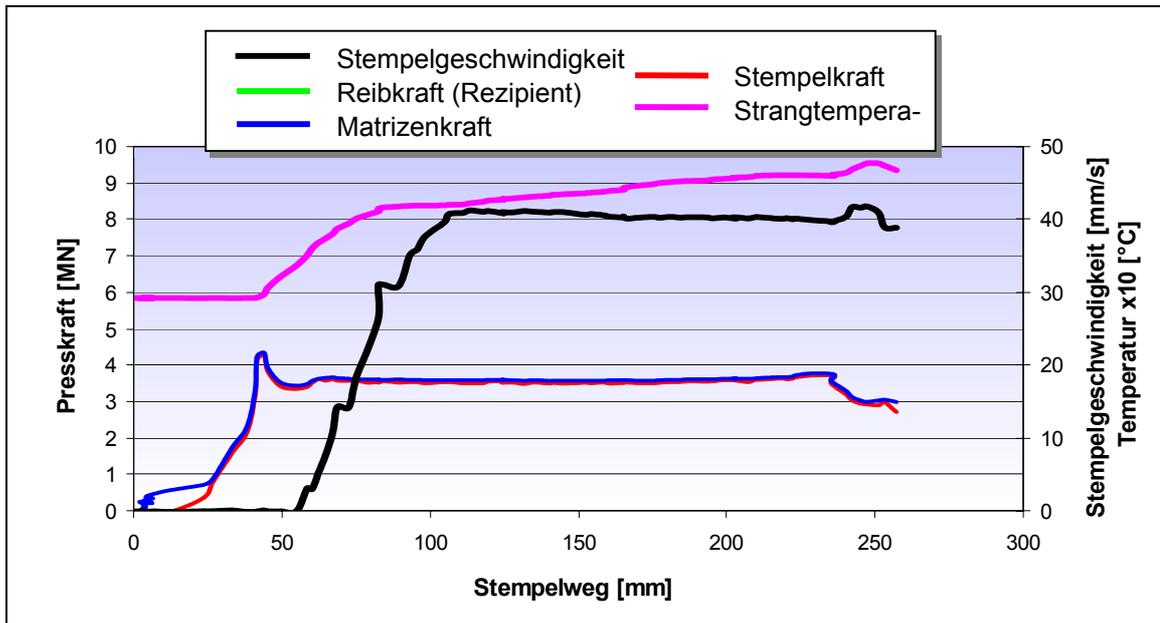


Bild 58: Pressprotokoll einer indirekt verpressten AM10-Legierung, Blocktemperatur 362°C

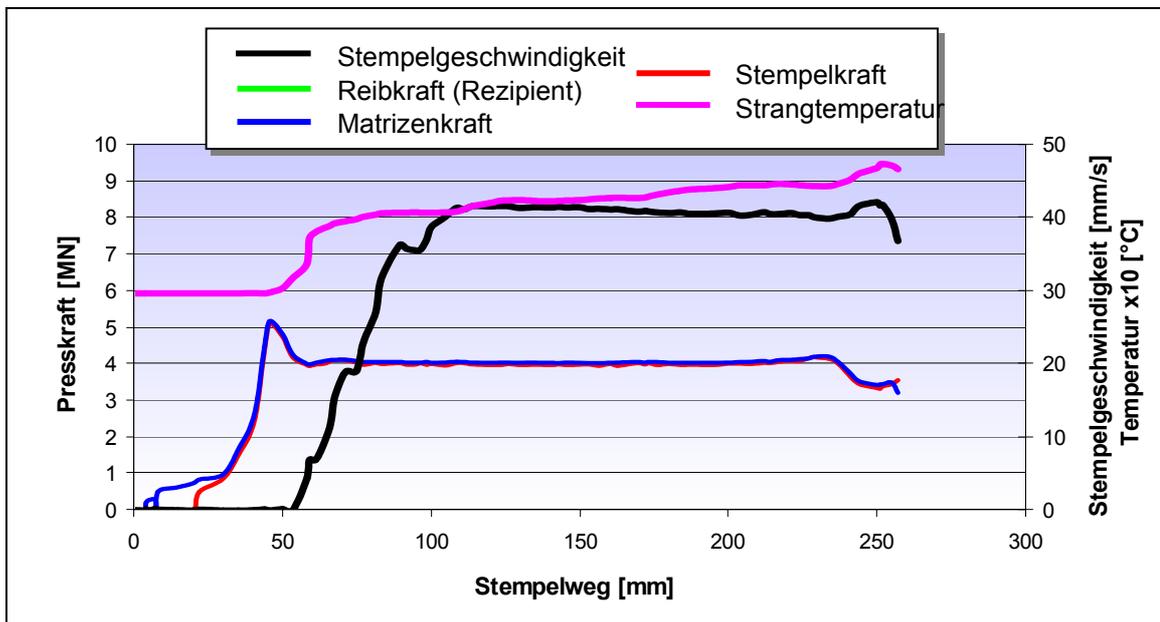


Bild 59: Pressprotokoll einer indirekt verpressten AM10-Legierung, Blocktemperatur 315°C

Betrachtet man den Einfluss von der Blockeinsatztemperatur auf die sich einstellenden stationären Strangpresskräfte, so ergeben sich die in Bild 60 werkstoffabhängigen Verläufe. Dargestellt sind die Ergebnisse einiger Werkstoffe, die gemäß Bild 28 zu einem Rundprofil $\varnothing 20$ mm verpresst wurden. Alle dargestellten Werkstoffe zeigen einen quasi linearen Abfall der Strangpresskräfte mit zu-

nehmender Temperatur. So lassen sich die Strangpresskräfte bei einer AM10-Legierung durch Erhöhung der Blockeinsatztemperatur von 270°C auf 360°C um über 1 MN senken. Der Abfall der Presskraft ist dabei unabhängig von dem Werkstoff. So erkennt man einen annähernd parallelen Verlauf der dargestellten Linien.

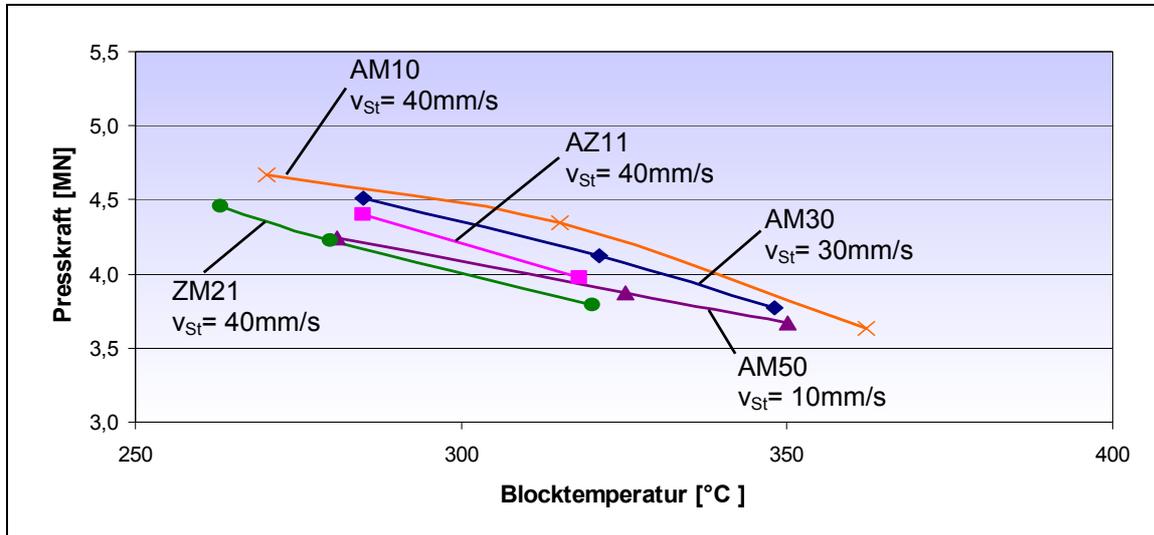


Bild 60: Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die Presskräfte

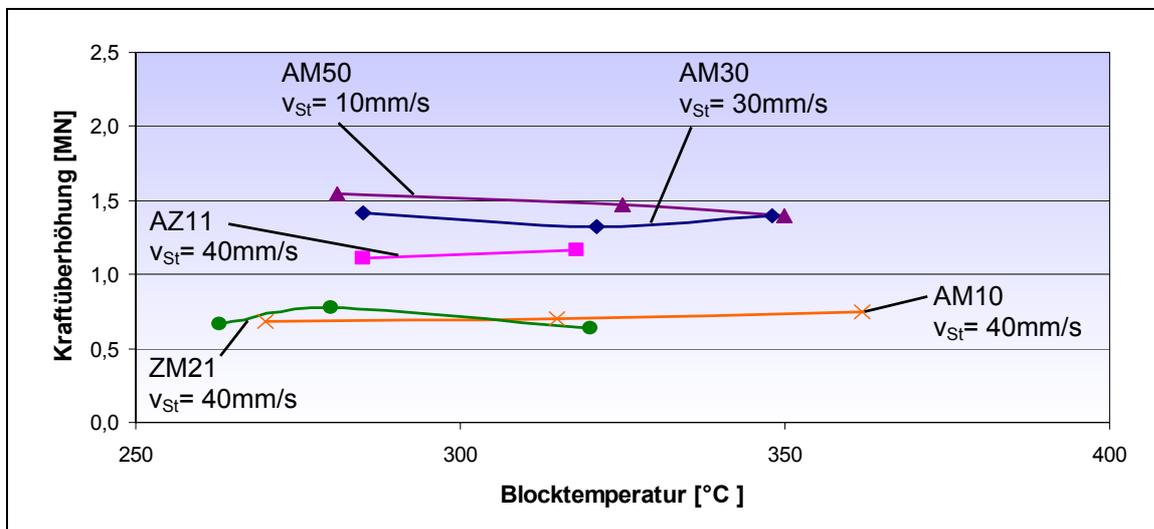


Bild 61: Einfluss der Blockeinsatztemperatur auf die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess

Ausschlaggebender ist beim Strangpressen die Betrachtung der Kraftüberhöhung im Anfahrprozess. In Bild 61 sind die relativen Kraftüberhöhungen im Anfahrprozess in Abhängigkeit von der Blocktemperatur dargestellt. Obwohl die Legierungen sich in ihren Anfahrkräften deutlich unterscheiden (Kapitel 6.1.1), ist zu erkennen, dass die Kraftüberhöhungen weitgehend unabhängig von den

Blocktemperaturen sind. Hierdurch ergibt sich, dass eine Zonenerwärmung des Blockes zur Reduzierung der Presskräfte und damit indirekt zur Reduzierung der Anfahrkräfte zwar sinnvoll ist, die eigentliche Kraftüberhöhung dadurch aber nahezu unbeeinflusst bleibt.

Auswirkungen der Prozesstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften konnten in dem untersuchten Temperaturspektrum nicht nachgewiesen werden. Lediglich die AM50-Legierung zeigte bei niedrigeren Blockeinsatztemperaturen eine um ca. 2% höhere Bruchdehnung und eine um ca. 10 MPa niedrigere Dehngrenze. Versuche im Labormaßstab bei niedrigen Strangpressgeschwindigkeiten und bei Variation der Block- und Rezipiententemperatur ergaben erwartungsgemäß einen signifikanten Anstieg der Presskräfte. Die mechanischen Kennwerte erhöhten sich bei allen untersuchten Legierungen hierdurch ebenfalls deutlich. So konnte die Stauchgrenze einer AZ31-Legierung, welche bei 200°C verpresst wurde, gegenüber einer bei 300°C verpressten um über 70 MPa angehoben werden. Dies führte gleichzeitig zu einer Halbierung der Bruchdehnung und -stauchung. Bezüglich der Querschnittshomogenität zeigte ebenfalls nur die AM50-Legierung einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften bei Zugproben, welche vom Rand des Rundprofils entnommen wurden. Eine mit einer Blocktemperatur von 350°C verpresste AM50-Legierung besaß am Rand des Rundprofils eine Bruchdehnung von 18%, während eine mit einer Blocktemperatur von 280°C verpresste lediglich 13% Bruchdehnung am Rand aufwies.

Es wird deutlich, dass durch Anheben der Blockeinsatztemperatur die Presskräfte und damit die absoluten Anfahrkräfte gesenkt werden können. Dagegen lässt sich durch Herabsenken der Prozesstemperaturen auf die mechanischen Eigenschaften signifikant Einfluss nehmen. Dies beeinflusst wiederum die Querschnittshomogenität und insbesondere die Duktilität negativ. Eine Zonenerwärmung des Pressblockes erscheint hier eine praktikable Lösung. Durch starkes Erwärmen des Pressblockes im vorderen Bereich ist es möglich, die absoluten Anfahrkräfte zu senken, durch den kühleren Blockmittel- und Endbereich ergeben sich höhere Festigkeiten des verpressten Profils.

Oberflächenverfärbung

Bei einigen Pressungen kann beobachtet werden, dass nach dem Strangpressprozess extreme Verfärbungen auf den Profiloberflächen auftreten, die optisch einer Stahlbrünierung gleichen (Bild 62). Auch die Heißrissflächen verschiedener Legierungen (Bild 33) zeigen diese dunkle Verfärbung. Eine Entfernung mittels Wasser ist nicht möglich, mit Aceton hingegen kann die schwarze Schicht ohne größeren mechanischen Aufwand abgewaschen werden. Um die Ursache für dieses Phänomen zu untersuchen, wurde eine energiedispersive Röntgenstrahl-

analyse (EDX) der Oberfläche bzgl. ihrer chemischen Zusammensetzung durchgeführt. Bild 63 zeigt das Ergebnis dieser Analyse. Da es sich bei dem untersuchten Werkstoff um eine AM50-Legierung handelte, ist das Vorhandensein von Aluminium und Mangan neben Magnesium zu erwarten. Auffällig ist jedoch der deutliche Nachweis von Kohlenstoff.



Bild 62: Oberflächenverfärbung an einer stranggepressten AM50

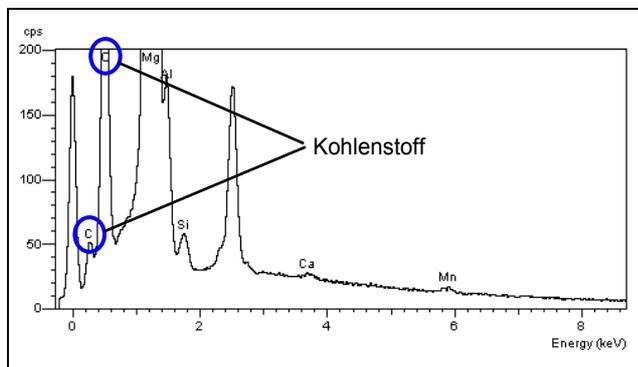


Bild 63: Spektrum der EDX-Analyse

Die Verfärbung zeigte sich ausschließlich bei sehr heiß verpressten Werkstoffen. Um weitere Anhaltspunkte für diese Verfärbung zu finden, wurden stranggepresste Stäbe verschiedener Legierungen an einer Seite zur Entfernung der Oxidschicht sandgestrahlt, bei Temperaturen von 480°C und 500°C in einem Ofen über eine Stunde wärmebehandelt und anschließend außerhalb des Ofens an der Luft abgekühlt. Die hohen Temperaturen beruhen darauf, dass Strangaustrittstemperaturen insbesondere der höher legierten Magnesiumwerkstoffe bis in diesen Bereich hinein gemessen werden können. Bild 64 zeigt die verschiedenen Werkstoffproben nach der Wärmebehandlung. Die bei 480°C wärmebehandelte ZM41-Legierung ist im Bereich der sandgestrahlten Fläche deutlich dunkler geworden, aber auch der Rest des Stranges sowie die beiden anderen Versuchsproben weisen im gesamten Bereich eine deutlich dunklere Fläche auf. Nach der Wärmebehandlung bei 500°C besitzt die ZM41-Legierung eine starke Oxidschicht, die im Bereich der nicht sandgestrahlten Flächen durch Druckluft leicht entfernt werden kann. Sichtbar wird eine sehr dunkle bis fast schwarze Oberfläche. Im sandgestrahlten Bereich weisen alle untersuchten Werkstoffe nach Entfernen der Oxidschicht eine sehr dunkle Probenoberfläche auf.

Eine Analyse der Zusammensetzung der erzeugten schwarzen Oberflächen ergab vergleichbare Ergebnisse wie in Bild 63. Auch an diesen Oberflächen konnte eine deutliche Anreicherung von bis zu 30% Kohlenstoff nachgewiesen werden. Dies lässt den Schluss zu, dass das verpresste Profil in Bild 62 eine hohe Strangaustrittstemperatur hatte. Der Kohlenstoff stammt dabei voraussichtlich aus der Umgebungsluft.

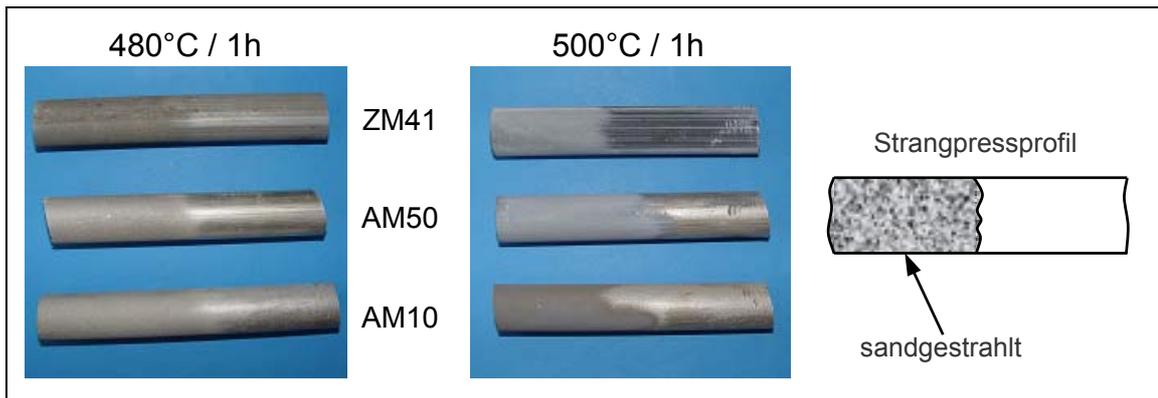
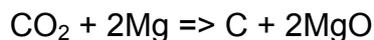


Bild 64: Wärmebehandlung verschiedener Legierungen bei unterschiedlichen Temperaturen

Um das in der Luft vorhandene CO_2 zu trennen bedarf es sehr hoher Energien [Wib95]:



Lediglich durch die Anwesenheit eines starken Reduktionsmittels wie Magnesium in Verbindung mit höheren Temperaturen ergibt sich folgende Gleichung:



Es ist davon auszugehen, dass die ermittelten Kohlenstoffwerte der aufgetretenen schwarzen Deckschicht das Nebenprodukt der Magnesiumoxidation an der Profilloberfläche sind.

Beim Strangpressen besitzt der heiße Werkstoff zum Zeitpunkt des Austritts aus der Matrize keine Oxidschicht. Durch diese idealen Voraussetzungen kann es zu einer Reduktion des CO_2 aus der Umgebungsluft kommen. Die damit verbundene Anreicherung der Oberfläche mit Kohlenstoff bewirkt hierbei dann die schwarze Verfärbung. Als Gegenmaßnahme zur Vermeidung solcher Verfärbungen könnte eine Strangkühlung z.B. mittels Wasser oder Stickstoff eingesetzt werden, welche die Profiltemperatur möglichst schnell senkt. Hierdurch wird die für diese Reaktion notwendige Temperatur unterschritten.

6.1.4 Pressgeschwindigkeit

Die Pressgeschwindigkeit ist bei einer Betrachtung nicht von der Prozesstemperatur zu trennen. Durch die Pressgeschwindigkeit wird zum einen die Wärmeentwicklung in der Umformzone beeinflusst. Zum anderen wird der Wärmeübergang zum Werkzeug aufgrund der Zeit, die für eine Wärmeabfuhr über das Werkzeug zur Verfügung steht, gesteuert. In der Praxis wird die Strangpressgeschwindigkeit durch die Presse oder durch das Entstehen von Heißrissen (Kapi-

tel 6.1.1) begrenzt. Aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten ist jedoch die maximal mögliche Pressgeschwindigkeit einzustellen.

Anfahr- und Presskräfte

Bei der Untersuchung der Presskräfte ist die Press- bzw. Stempelgeschwindigkeit von signifikanter Bedeutung. Bild 65 und Bild 66 zeigen hierzu die sich stationär einstellenden Presskräfte in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit. Zur Verdeutlichung sind die linearen Trendlinien der ermittelten Messpunkte eingezeichnet. Dabei wurden ausgehend von den Erkenntnissen aus Bild 60 nur Protokolle verglichen, bei denen eine vergleichbare Blockeinsatztemperatur vorlag.

Bei allen untersuchten Werkstoffen ist eine deutliche Abhängigkeit der stationären Presskraft von der Stempelgeschwindigkeit zu erkennen. Dabei ist die Zunahme der Presskraft bei höheren Stempelgeschwindigkeiten weitgehend vergleichbar und nicht legierungsabhängig.

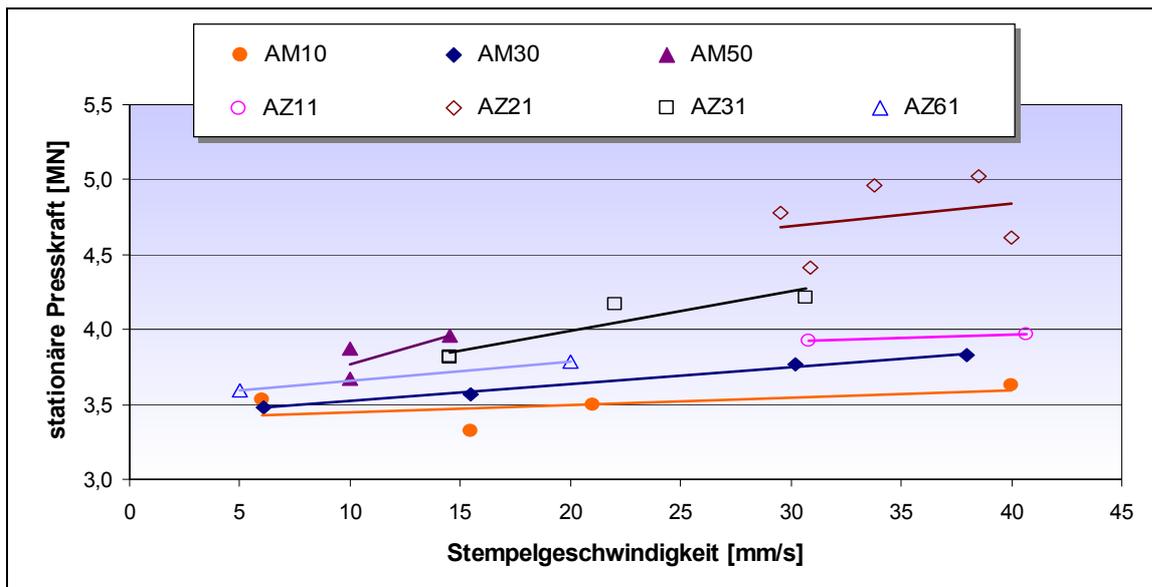


Bild 65: Stationäre Presskraft in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit bei den AM- und AZ-Legierungen

Mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit nimmt die Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ zu. Mit steigendem $\dot{\phi}$ steigt die zur Umformung erforderliche Fließspannung k_f an. Die dynamische Rekristallisation kann somit bei hoher Umformgeschwindigkeit nicht in dem Maße zur Entfestigung des Werkstoffs beitragen, wie dies bei geringeren Umformgeschwindigkeiten möglich ist. In Folge dessen kommt es zu einem erhöhten Kraftbedarf für eine Umformung bei höheren Geschwindigkeiten.

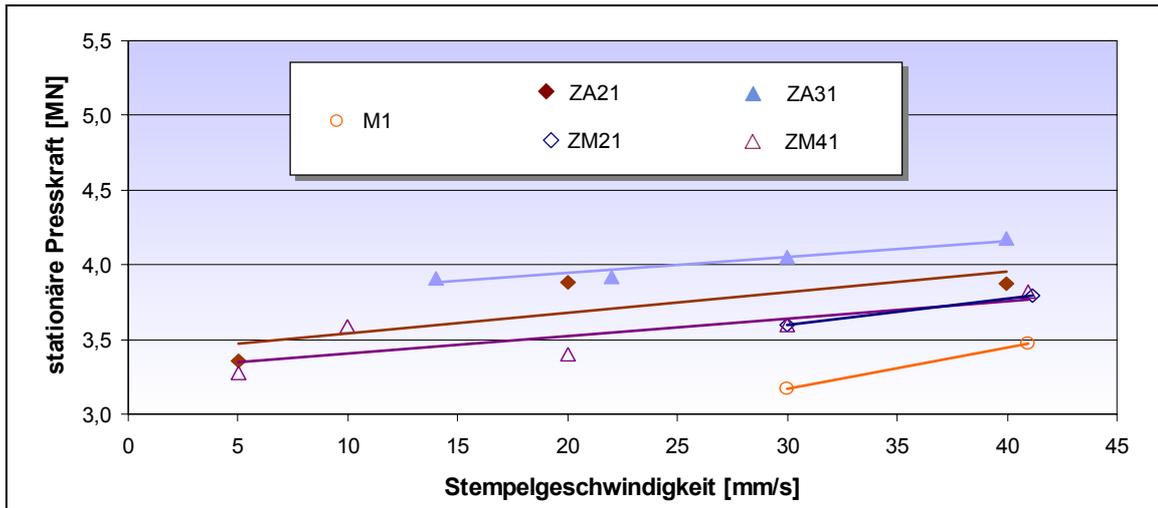


Bild 66: Stationäre Presskraft in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit bei den ZA- und ZM-Legierungen

Neben der Pressgeschwindigkeit ist es notwendig auch die Beschleunigung des Pressstempels und ihre Auswirkung auf die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in die Betrachtungen einzubeziehen. Dieses ist darin begründet, dass im Anfahrprozess, also in der Beschleunigungsphase des Pressstempels, die Kraftüberhöhung liegt. Bild 67 und Bild 68 zeigen hierzu die relative Kraftüberhöhung über der Stempelbeschleunigung. Aufgrund der Ergebnisse aus Bild 61 wurden die Blockeinsatztemperaturen bei dieser Betrachtung nicht berücksichtigt. Eingezeichnet sind zudem die linearen Trendlinien der aufgenommenen Messpunkte. Es ist zu erkennen, dass die meisten Legierungen einen leicht steigenden Trend besitzen, d.h. es stellen sich höhere Anfahrkräfte bei größeren Stempelbeschleunigungen ein. Entgegen dazu weist allein die AZ31-Legierung ein umgekehrtes Verhalten auf.

Bei dieser Legierung deutet aber der Messpunkt mit einer Beschleunigung von knapp 10 mm/s^2 und einer Kraftüberhöhung von $1,69 \text{ MN}$ auf einen Messfehler hin. Bezieht man diesen nicht in die Betrachtungen mit ein, so ergibt sich auch hier für die lineare Trendlinie ein deutlich aufsteigender Verlauf. Die ZA- und ZM-Legierungen in Bild 68 zeigen ebenfalls einen leicht steigenden Verlauf. Es lässt sich die Vermutung ableiten, dass die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in geringem Maße durch die Beschleunigung des Pressstempels beeinflusst werden kann.

Durch eine deutliche Herabsetzung der Stempelbeschleunigung im Anfahrprozess ergeben sich somit zum einen niedrigere stationäre Presskräfte und zum anderen geringfügig reduzierte relative Kraftüberhöhungen. Es ist auch ein Anfahren des Pressstempels über eine Rampe oder einen stufenförmigen Verlauf denkbar, da eine Geschwindigkeitssteigerung des Pressstempels keine erneute

Kraftüberhöhung verursacht (Bild 72). Durch diese Maßnahmen lassen sich die Anfahrschwierigkeiten beim Strangpressen von Magnesiumwerkstoffen in gewissem Maße umgehen bzw. kontrollieren.

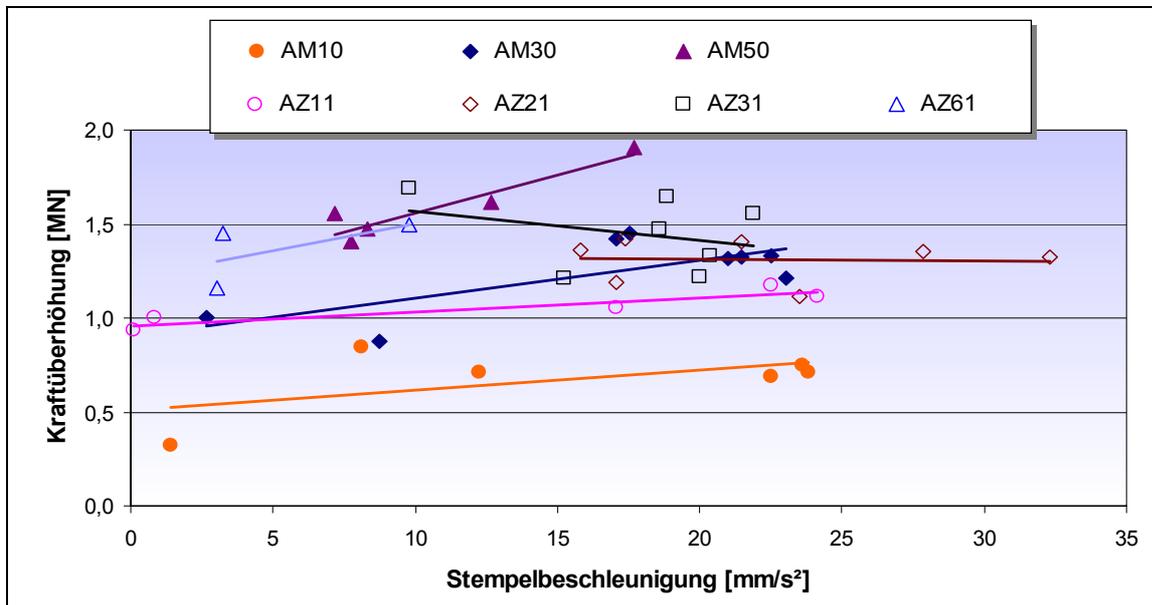


Bild 67: Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in Abhängigkeit von der Stempelbeschleunigung bei den AM- und AZ-Legierungen

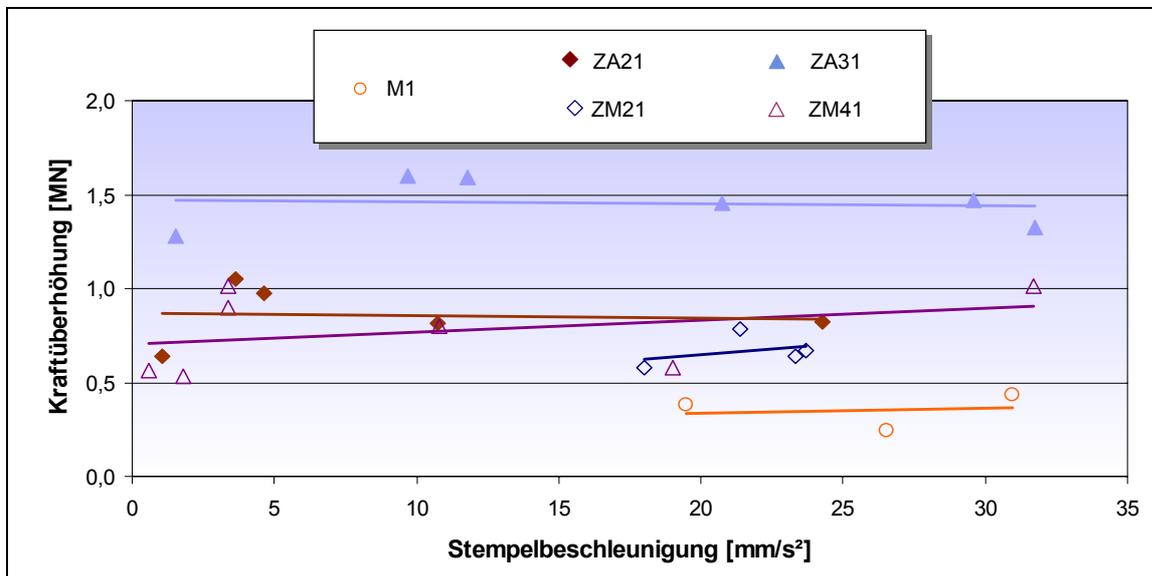


Bild 68: Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in Abhängigkeit von der Stempelbeschleunigung bei den ZA- und ZM-Legierungen

Erreichbare Strangpressgeschwindigkeiten

Die Auswertung der Pressprotokolle ergab, dass die Strangpressgeschwindigkeit einen dominierenden Einfluss auf die Entstehung von Heißrissen hat. So traten

bei einer AM50-Legierung bei Erhöhung der Pressgeschwindigkeit um 4,5 mm/s auf 14,5 mm/s Heissrisse auf, welches durch Herabsetzen der Blockeinsatztemperatur um 70°C nicht kompensiert werden konnte. Interessant ist hierbei, dass die Entstehung von Heißrissen keinen erkennbaren Einfluss auf den Verlauf der Stempel-, Matrizen- und Anfahrkräfte hat. So konnte weder eine Erhöhung noch eine Reduzierung der Kräfte ermittelt werden.

Zur Abschätzung maximal erreichbarer Strangpressgeschwindigkeiten und zur Ermittlung der Strangpresskräfte hat Mertz [Mer02] eine vereinfachte Energiebilanz aufgestellt. Ausgegangen wird in einer ersten Betrachtung von einem adiabaten Prozess, bei dem die komplette Prozessleistung beim Strangpressen in Wärme umgewandelt wird. Die durch die Strangpresse eingebrachte Leistung ergibt sich dabei zu:

$$E = F_{\text{St}} \cdot s_B \quad \text{Gleichung 16}$$

E	[J]	über den Pressstempel eingebrachte Energie
F_{St}	[N]	Stempelkraft
s_B	[cm]	Pressblocklänge

Durch Berechnung der Masse der Blöcke aus

$$m_B = d_l^2 \cdot \pi \cdot \frac{1}{4} \cdot s_B \cdot \rho_{\text{Mg}} \quad \text{Gleichung 17}$$

m_B	[g]	Masse eines Pressblockes
d_l	[cm]	Pressblockdurchmesser
ρ_{Mg}	[g/cm ³]	Dichte der Magnesiumlegierung

ergibt sich mit folgender Gleichung für die spezifische Wärmekapazität

$$c_p \quad \left[\frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}} \right]$$

für Magnesiumlegierungen:

$$c_{p\text{Mg}} = \frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}} = \frac{E}{m \cdot T} = \frac{F_{\text{press}} \cdot s_B}{m_B \cdot T_{\text{max}}}$$

$$\Delta T_{\text{max}} = \frac{F_{\text{press}} \cdot s_B}{d_B^2 \cdot \pi \cdot \frac{1}{4} \cdot s_B \cdot \rho_{\text{Mg}} \cdot c_{p\text{Mg}}}$$

$$\Delta T_{\text{max}} = \frac{4 \cdot F_{\text{press}}}{d_B^2 \cdot \pi \cdot \rho_{\text{Mg}} \cdot c_{p\text{Mg}}} \quad \text{Gleichung 18}$$

ΔT_{\max} [K] maximaler theoretischer Temperaturanstieg des Blockes

Bei einer Pressung, bei der die komplette Pressenergie in Wärme umgewandelt wird, d.h. ein adiabater Umformprozess vorliegt, ergibt sich somit eine Temperaturerhöhung um ΔT_{\max} . Im Realfall existieren jedoch Wärmeübergänge zwischen Rezipient und Block sowie zwischen Werkzeug und Block. Bei einer unendlich langsamen Pressung würde daher ein vollständiger Wärmeübergang an die Umgebung stattfinden und somit

$$\Delta T = 0 \text{ K}$$

ergeben. Für den Wärmeübergang existiert daher zwischen diesen beiden Extrema eine geschwindigkeitsabhängige Beziehung, die mit folgender Gleichung abgeschätzt werden kann:

$$\Delta T(v_{\text{St}}) = \Delta T_{\max} \cdot (1 - e^{-a \cdot v_{\text{St}}}) \quad \text{Gleichung 19}$$

a [s/mm] empirisch ermittelter Faktor

Somit ergibt sich als Temperaturerhöhung

$$\Delta T(v_{\text{St}}) = \frac{4 \cdot F_{\text{press}}}{d_{\text{B}}^2 \cdot \pi \cdot \rho_{\text{Mg}} \cdot c_{\text{pMg}}} \cdot (1 - e^{-a \cdot v_{\text{St}}}) \quad \text{Gleichung 20}$$

Für die Temperatur in der Umformzone bzw. für das Profil ergibt sich

$$T = T_0 + \Delta T \quad \text{Gleichung 21}$$

T_0 [K] Ausgangstemperatur des Pressblocks

Weiterhin hat sich aus Pressversuchen näherungsweise folgende Abhängigkeit der Presskraft von der Profiltemperatur ergeben:

$$F_{\text{press}} = c_1 - c_2 \cdot T \quad \text{Gleichung 22}$$

c_2 [N/K] Erweichungskoeffizient (10000 N/K)

c_1 [N] linear extrapolierte Presskraft für eine Profiltemperatur von 0°C (legierungsabhängig)

Somit ergibt sich aus Gleichung 21 und Gleichung 22:

$$F_{\text{press}} = c_1 - c_2 \cdot T_0 - c_2 \cdot \Delta T \quad \text{Gleichung 23}$$

Für $F_{\text{press}}(T_0, v_{\text{St}})$ ergibt sich aus Gleichung 23 und Gleichung 20 folgender Zusammenhang:

$$F_{\text{press}}(T_0, v_{\text{St}}) = c_1 - c_2 \cdot T_0 - \frac{4 \cdot c_2 \cdot F_{\text{press}}}{d_B^2 \cdot \pi \cdot \rho_{\text{Mg}} \cdot c_{\text{pMg}}} \cdot (1 - e^{-a \cdot v_{\text{St}}})$$

$$F_{\text{press}}(T_0, v_{\text{St}}) = \frac{c_1 - c_2 \cdot T_0}{1 + \frac{c_2 \cdot 4}{d_B^2 \cdot \pi \cdot \rho_{\text{Mg}} \cdot c_{\text{pMg}}} \cdot (1 - e^{-a \cdot v_{\text{St}}})}$$

Gleichung 24

Durch diesen nach Mertz [Mer02] aufgestellten Zusammenhang ist die maximal erreichbare Strangpressgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der zur Verfügung stehenden Pressenkraft und der Blockeinsatztemperatur mit guter Näherung zu ermitteln.

Zweiwuchs und Presslunker

Der Zweiwuchs ist ein bekanntes Problem beim Strangpressen. Dabei handelt es sich um eine in Achsrichtung verlaufende zeilenförmige bis flächige Materialtrennung im Strangquerschnitt, die aufgrund ihrer Entstehungsursachen ausschließlich am Pressende auftreten kann. Zweiwuchs ist eine Materialtrennung im Querschnittskern und daher von der Strangaußenfläche her nicht zu erkennen. Darüber hinaus gibt es noch Presslunker, welche durch die Materialvoreilung im Blockzentrum verursacht wird. Kommt der Pressstempel der Matrize sehr nahe, so bildet sich im Zentrum ein trichterförmiger Hohlraum aus. Da diese Fehler dazu führen, dass ein gewisser Pressrest verbleiben muss bzw. das verpresste Profil nicht vollständig genutzt werden kann, ist dies ein nicht zu vernachlässigender wirtschaftlicher Gesichtspunkt. Zur Betrachtung der Phänomene Zweiwuchs und Presslunker ist es notwendig, die verschiedenen Fließtypen beim direkten Strangpressen charakterisieren zu können. Beim direkten Strangpressen werden dabei nach Dürrschnabel vier Grundfließtypen unterschieden (Bild 69) [Due68].

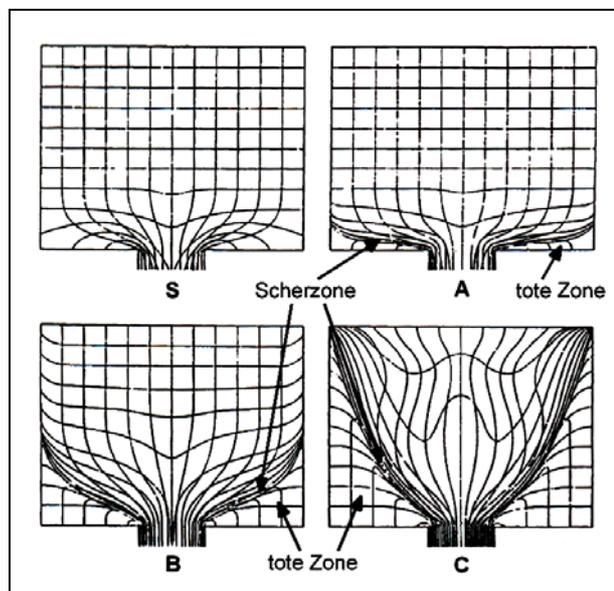


Bild 69: Fließtypen beim direkten Strangpressen

Der Fließtyp S basiert auf der Annahme vernachlässigbarer Reibung zwischen Block und Rezipient sowie zwischen Block und Matrizenstirnfläche. Des Weiteren...

Der Fließtyp S basiert auf der Annahme vernachlässigbarer Reibung zwischen Block und Rezipient sowie zwischen Block und Matrizenstirnfläche. Des Weiteren...

ren wird angenommen, dass sich im Blockwerkstoff keine Scherzonen ausbilden. Bei diesen Annahmen müsste in einem homogenen Blockwerkstoff die Blockoberfläche zur Strangoberfläche werden. Dieser Fließtyp existiert nur rein theoretisch und kommt in der Praxis des direkten Strangpressens nicht vor.

Der Fließtyp A gilt für einen homogenen Blockwerkstoff, eine geringe Reibung zwischen Block und Rezipient sowie eine deutliche Reibung zwischen Block und Matrizenstirnfläche. Er ist gekennzeichnet durch eine sich vor der Matrize ausbildende tote Zone und eine schmale „Scherzone“ zwischen toter Zone und Block. Die Scherzone bildet eine Art „Trichter“, der die „primäre Umformzone“ eingrenzt. Die Blockzonen außerhalb dieses Trichters sind von der Umformung unbeeinflusst.

Der Fließtyp B gilt für einen homogenen Blockwerkstoff mit deutlicher Reibung sowohl zwischen Block und Rezipienten als auch zwischen Block und Matrizenstirnfläche. Bedingt durch die Reibung zwischen Block und Rezipienten bleibt die äußere Schicht des Blockes gegenüber dem Blockinneren zurück. Die tote Zone ist ausgeprägter als bei Typ A. Somit erfasst die Umformzone einen bedeutend größeren Blockbereich.

Der Fließtyp C geht von gleichen Reibungsverhältnissen wie Typ B aus, jedoch abweichend von einem inhomogenen Blockwerkstoff. Dies ist der Fall, wenn die Fließspannung der Blockaußenzonen deutlich größer ist als die des Blockkerns, was dann gegeben ist, wenn die Blockaußenzonen durch starke Abkühlung geringere Temperaturen aufweisen als der Blockkern. So etwas geschieht besonders dann, wenn die Rezipiententemperatur deutlich niedriger ist als die Blockeinsatztemperatur. Der Blockmantel aus dem Werkstoff mit höherer Fließspannung bleibt in diesem Fall gegenüber dem Blockkern zurück, staut sich vor der Pressscheibe auf, wird beim weiteren Auspressen in das Blockinnere umgelenkt und gelangt unter die Strangoberfläche in das Zentrum des Stranges. Durch diesen Materialfluss ergibt sich eine „sekundäre Umformzone“. Die Folge ist ein als „Zweiwuchs“ bezeichneter Pressfehler [Mue03a].

Der Zweiwuchs ist somit ein vom Fließverhalten des Werkstoffs abhängiger Fehler. Er tritt ausschließlich bei Werkstoffen auf, die beim Strangpressen nach Fließtyp C fließen. Er entsteht dadurch, dass Verunreinigungen der Blockoberfläche von der Vorderkante der Pressscheibe erfasst, mitgerissen und somit am Fließvorgang beteiligt werden. Entsprechend dem Fließen bei Typ C wandern diese Verunreinigungen also von der rückwärtigen Blockkante diagonal auf die Matrize zu und gelangen schließlich gegen Pressende mit in den Strangquerschnittskern.

Daneben gibt es noch den Presslunker, welcher, wie in Bild 70 dargestellt, einen trichterförmigen Hohlraum ausbildet. Da Zweiwuchs und Presslunker stark von dem Temperaturgradienten zwischen Blockinnen- und Blockaußenbereich abhängig sind und ein direkter Zusammenhang zwischen der Temperatur und der Pressgeschwindigkeit besteht, ergibt sich zwangsläufig eine Abhängigkeit dieser Pressfehler durch die Pressgeschwindigkeit, was Schulz [Sch04] bestätigt. Demnach ist in Bezug auf den Zweiwuchs bei hohen Strangpressgeschwindigkeiten die Blockerwärmung so hoch bzw. die Verweildauer im Rezipienten so niedrig, dass über den Rezipienten nicht ausreichend Wärme abgeführt werden kann. In diesem Fall kommt es zu einem starken Temperaturgradienten zwischen Blockinnen- und Blockaußenbereich, wodurch der Fließtyp C begünstigt wird.



Bild 70: Presslunker an einem Pressrest einer AM50-Legierung, stempelseitig

Analysen an Pressresten direkt verpresster Rundstangen aus Magnesiumlegierungen bestätigen dies. So wurden u.a. die beiden Pressreste einer ZM41-Legierung untersucht, welche mit identischen Einsatztemperaturen verpresst wurden und gleich große Pressreste aufwiesen. Der eine Block wurde dabei mit einer Stempelgeschwindigkeit von 5 mm/s, der andere mit einer Geschwindigkeit von 30 mm/s verpresst. Bild 71 zeigt die Pressreste im Schnitt. Bei dem Pressrest A ist deutlich ein einsträngiger Fehler mit der Einstülpung zu erkennen, der noch über die dargestellte Profillänge hinaus geht. Am Pressrest B ist dem gegenüber ein verstärkter, zweisträngiger Materialfluss im Profilkern zu erkennen. Pressrest A zeigt zusätzlich auf der Strangoberfläche Heißrisse, die durch die erhöhte Umformgeschwindigkeit hervorgerufen wurden. Da durch die höhere Pressgeschwindigkeit auch die Temperatur in der Umformzone beeinflusst wird, verdeutlicht sich die Bedeutung der Pressgeschwindigkeit für das Fließverhalten und damit für den Zweiwuchs und den Presslunker. Für den Strangpressprozess bedeutet dies, dass gegen Prozessende mit reduzierter Pressgeschwindigkeit gepresst werden sollte.

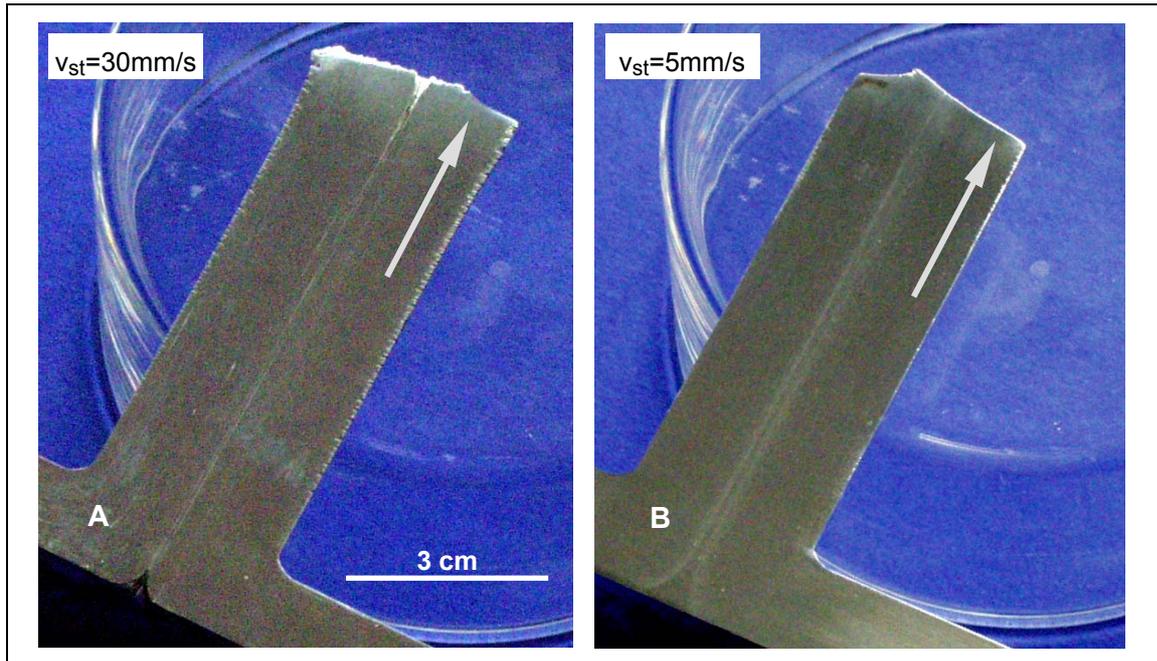


Bild 71: Abhängigkeit des Zweiwuchses von der Pressgeschwindigkeit bei einer ZM41-Legierung

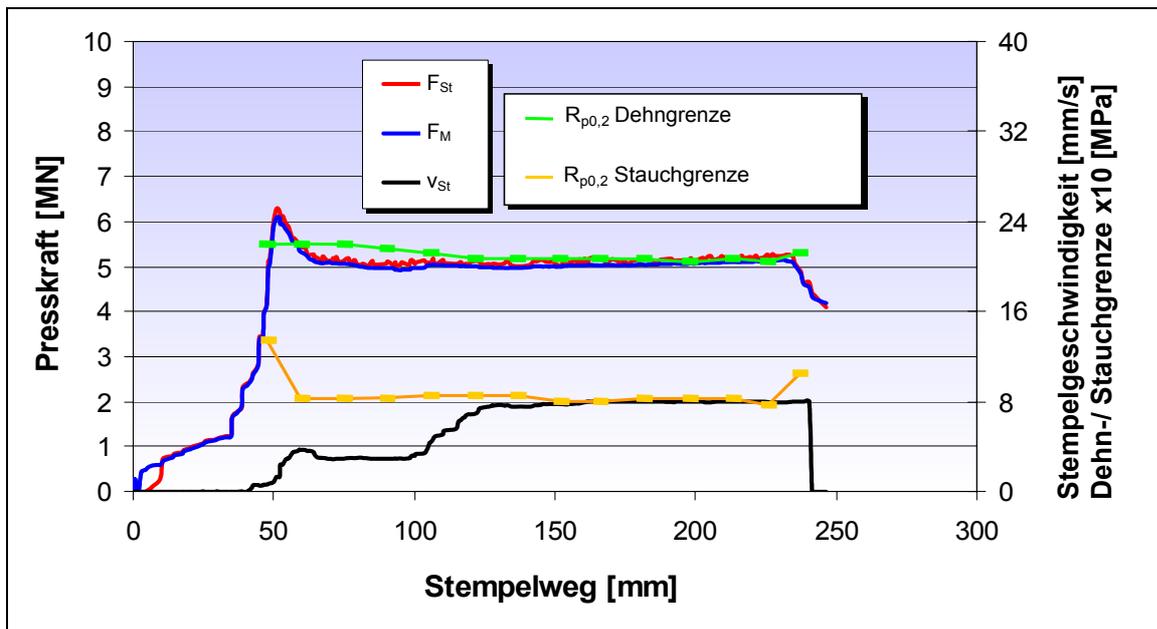


Bild 72: Einfluss der Pressgeschwindigkeit auf die Dehn-/ Stauchgrenze einer AZ11-Legierung

Anisotropie/ mechanische Eigenschaften

Um den Einfluss der Strangpressgeschwindigkeit auf die mechanischen Kennwerte zu charakterisieren, wurde im industriellen Maßstab eine Pressung des 20er Rundstabes mit einer AZ11-Legierung bei zweistufiger Geschwindigkeit durchgeführt. Hierbei wurde zuerst eine Stempelgeschwindigkeit von 3 mm/s

eingestellt, welche nach einem Stempelweg von etwa 100 mm auf 8 mm/s erhöht wurde. Zur Charakterisierung wurde anschließend über die gesamte Stranglänge im Abstand von 0,5 m jeweils eine Zug- und Druckprobe entnommen. Bild 72 zeigt das Pressprotokoll dieser indirekten Pressung mit den eingezeichneten Werten der Dehn- und Stauchgrenze. Es ist zu erkennen, dass im Anfahrprozess, vor dem Erreichen der Geschwindigkeit von 3 mm/s, eine signifikant hohe Stauchgrenze vorliegt. Der Wechsel der Geschwindigkeit von 3 mm/s auf 8 mm/s hat zur Folge, dass die Stauchgrenze lediglich geringfügig absinkt. Am Ende des Stranges, wo der Stempel abgebremst wurde, ist ein erneuter deutlicher Anstieg der Stauchgrenze zu beobachten.

Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass die Pressgeschwindigkeit einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat, welcher aber lediglich bei sehr geringen Pressgeschwindigkeiten auftritt. Zur Verifizierung dieser Versuche wurde eine AZ11-Legierung mit einer konstanten Stempelgeschwindigkeit von 0,5 mm/s verpresst. Durch diese Senkung der Strangpressgeschwindigkeit konnte eine Steigerung der Stauchgrenze um 26% erreicht werden.

Hieraus wird deutlich, dass bei niedrigen Strangpressgeschwindigkeiten ein direkter Zusammenhang zwischen der Pressgeschwindigkeit und den mechanischen Eigenschaften bzw. der Zug-/ Druck-Anisotropie besteht. Hierbei ist der Werkstoff in der Lage, die entstehende Umformwärme an das Werkzeug abzuführen. Im Abschnitt 6.1.7 wird auf diesen Zusammenhang tiefer eingegangen.

6.1.5 Werkzeuggeometrie

Zur Untersuchung des Einflusses der Werkzeuggeometrie wurden an der Laborstrangpresse Pressblöcke bei 300°C verpresst, wobei Werkzeuge mit unterschiedlichem Einlaufwinkel verwendet wurden. Der Ausgangsdurchmesser der Pressblöcke betrug 28 mm, der Profildurchmesser 14,5 mm. Die Werkzeuge hatten Einlaufwinkel von 0°, 15°, 30° und 60°. In Bild 73

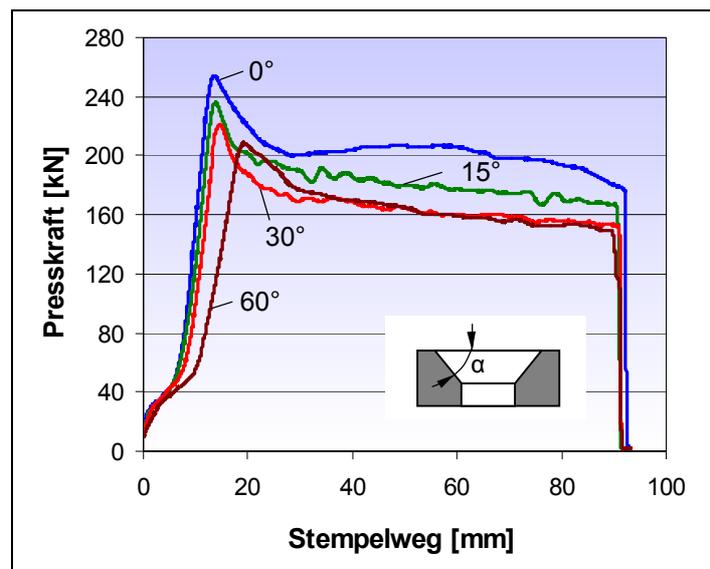
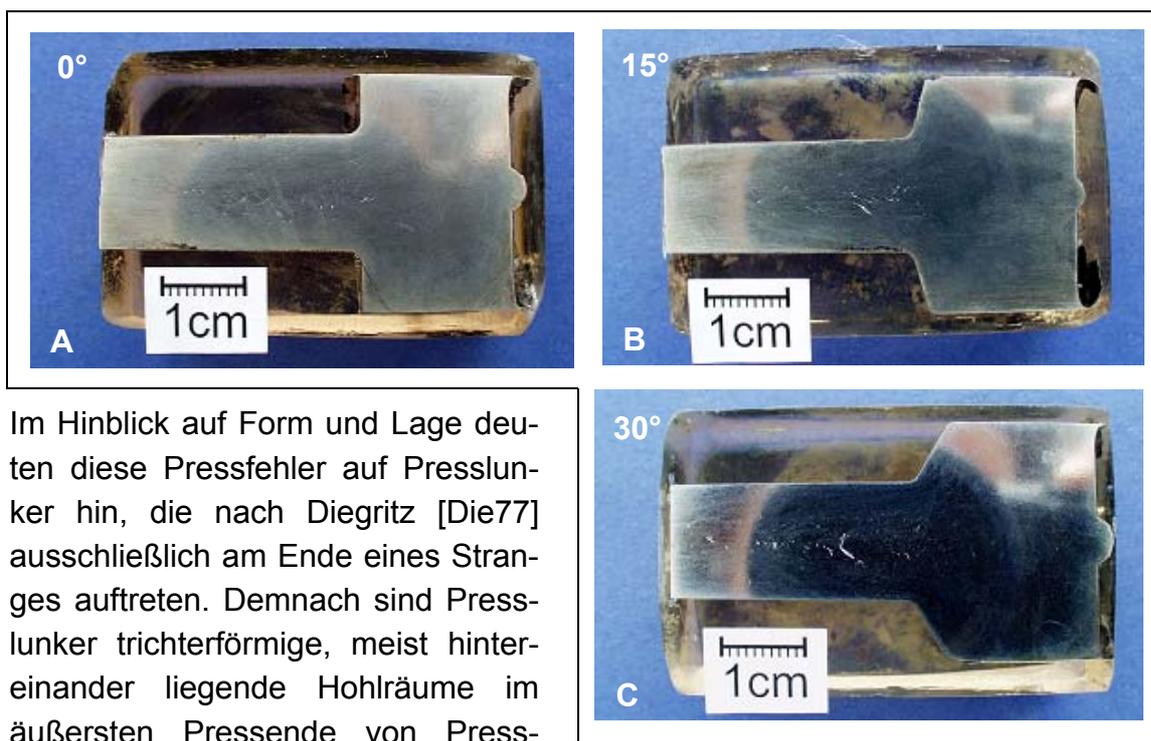


Bild 73: Presskraftverlauf in Abhängigkeit vom Einlaufwinkel beim Werkzeug

sind die Verläufe der Presskräfte über den Stempelweg dargestellt. Die höchste Kraft sowohl im Anfahrprozess als auch unmittelbar danach zeigt das Werkzeug mit dem Einlaufwinkel von 0° . Mit zunehmendem Winkel verringert sich die Anfahrkraft. Vergleicht man die Presskraft nach dem Anfahrprozess, so ist der Verlauf bei Verwendung eines Werkzeuges mit 60° vergleichbar mit dem bei Verwendung eines Werkzeuges mit 30° . Zur Reduzierung der Anfahrkräfte sollte somit ein möglichst großer Einlaufwinkel verwendet werden. Die Presskräfte selbst lassen sich ebenfalls durch den Einlaufwinkel deutlich senken. Dabei konnten die Presskräfte um über 15% durch Verändern des Einlaufwinkels von 0° auf 60° gesenkt werden.

Bild 74 zeigt die Pressreste der Proben mit den Einlaufwinkeln 0° (A), 15° (B) und 30° (C). In Probe A zeigen sich dabei feinste Pressfehler im Strang, beginnend am Ende des Blockes. Probe B und C besitzen diese Fehler ebenfalls in steigendem Maße. So ist bei Probe C eine deutliche Sichelform der Pressfehler zu erkennen. Die Proben mit einem Einlaufwinkel von 60° zeigten keinen Fehler dieser Art.



Im Hinblick auf Form und Lage deuten diese Pressfehler auf Presslunker hin, die nach Diegritz [Die77] ausschließlich am Ende eines Stranges auftreten. Demnach sind Presslunker trichterförmige, meist hintereinander liegende Hohlräume im äußersten Pressende von Pressstangen. Die Hohlräume haben keine Verbindung untereinander. Die Entstehungsursache liegt nach

Diegritz im zu weiten Auspressen des Blockes, bei dem das Restmaterial (tote Zone) durch die Bremswirkung an Matrizenstirnfläche und Pressscheibe stark am Fließen gehindert wird, so dass es im Verformungszentrum zum Material-

Bild 74: Unterschiedlich stark ausgeprägte Presslunker an drei Pressresten

mangel und somit zur Bildung von Hohlräumen kommt.

Zur Durchführung dieser Versuchsserie wurde ein großer Pressrest belassen, so dass der Pressstempel den Bereich der toten Zone noch nicht erreichte. Darüber hinaus konnten diese Fehler bei anderen Versuchen bereits im vorderen Bereich des Stranges nachgewiesen werden. Bild 75 zeigt hierzu einen Längsschnitt durch den Anfangsbereich eines im Labormaßstab bei 250°C stranggepressten Rundprofils (hier: AZ31-Legierung). Bereits im vorderen Bereich des Stranges ist ein deutlicher Pressfehler zu erkennen, welcher über den gesamten Strang in unterschiedlich stark ausgeprägter Form zu finden ist. Es zeigt sich hierdurch, dass die von Diegritz aufgeführte Entstehungsursache nicht als alleinige wirken kann, da sonst im Anfangsbereich keine Fehler hätten auftreten dürfen. Vielmehr ist davon auszugehen, dass beim Verpressen insbesondere von kälteren Blöcken im Gegensatz zum Randbereich ein starker Temperaturanstieg im Verformungszentrum entsteht. Durch diese starke Erwärmung in der Kernzone kommt es im Inneren zur Herabsetzung der Fließspannung, welche wiederum eine Vor-eilung des Kernbereiches begünstigt. Umgekehrt führt eine niedrige Temperatur der Randzonen zu einer hohen Fließspannung.

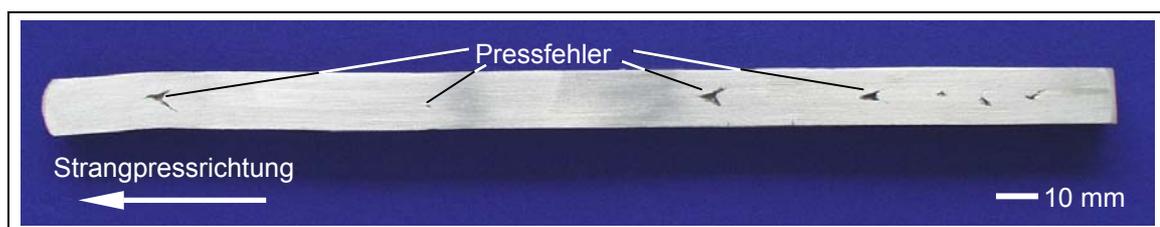


Bild 75: Längsschnitt durch den Anfangsbereich eines im Labormaßstab bei 250°C stranggepressten Rundprofils (Ø14,5 mm)

Die Werkzeuggeometrie spielt ebenfalls eine entscheidende Rolle. So untersuchten Eisbein und Sachs [Eis31, Eis32] bereits sehr früh den Einfluss konischer Matrizenöffnungen an Zinn. Aus den von ihnen ermittelten Fließbildern geht hervor, dass die Materialbewegung um so gleichmäßiger erfolgt, je größer der Einlaufwinkel ist. Während eine rechtwinklige Matrizenöffnung den Fließtyp A mit einer inhomogenen Verformung und Materialstauung in den toten Winkeln hervorruft, beobachtet man diese Erscheinung bei Verwendung von großen Einlaufwinkeln nicht. Dies erklärt auch, warum bei einem Einlaufwinkel von 60° keine Presslunker erkennbar waren (Bild 74).

Es ergeben sich durch die gewonnenen Erkenntnisse zwei grundlegende Ansätze zur Unterdrückung von Presslunker. Zum einen kann durch einen möglichst großen Einlaufwinkel eine gleichmäßigere Materialbewegung realisiert werden. Zum anderen ist die Temperierung der Pressblöcke, der Matrize und insbesondere des Werkzeuges exakt an die Pressbedingungen anzupassen.

6.1.6 Vorkammer

An Strangpressprofile werden sowohl bezüglich der mechanischen als auch der optischen Eigenschaften zunehmend höhere Ansprüche gestellt, wodurch die Entwicklung von neuen Werkzeugen vorangetrieben wurde. Ein Beispiel hierfür ist die Entwicklung von Vorkammerwerkzeugen, die bei einer optimalen Auslegung für das Strangpressen von Aluminiumlegierungen zu höheren möglichen Stempelgeschwindigkeiten bei geringeren erforderlichen Stempelkräften und gleichbleibender oder verbesserter Oberflächenqualität führen können. Des Weiteren kann durch die Verwendung einer Vorkammer mit einem entsprechenden Strangpressverhältnis das Gefüge des Werkstoffes verfeinert und somit die mechanischen Eigenschaften weiter verbessert werden. Für Aluminiumlegierungen wurden im Gegensatz zu Magnesiumlegierungen diesbezüglich bereits zahlreiche Untersuchungen durchgeführt. Bis heute beruht die Auslegung von Werkzeugen für das Strangpressen aber immer noch zu einem großen Teil auf den Erfahrungen des Konstrukteurs [Bau01, Mai97, Mue04, Wei92].

In einer Versuchsserie wurden U-Profile aus einer AZ31-Legierung im direkten und im indirekten Strangpressverfahren (Bild 28) mit und ohne Vorkammer verpresst. In Bild 30 ist die technische Zeichnung des Werkzeuges mit Vorkammer dargestellt. Abgesehen von der Vorkammer hat das Werkzeug ohne Vorkammer die gleiche Geometrie. Beide Werkzeuge wurden sowohl für indirektes als auch für direktes Strangpressen eingesetzt. Um den Materialfluss trotz der unterschiedlich breiten Profilabschnitte gleichmäßig zu gestalten, wurde das Werkzeug mit verschiedenen langen Reibflächen konstruiert, die im Schnitt B-B zu sehen sind. Bild 29 zeigt blockseitig das Werkzeug mit der Vorkammer. Alle durchgeführten Versuche zum Pressen mit Vorkammer wurden mit diesem Werkzeug durchgeführt. Die gewonnenen Ergebnisse lassen sich nicht ohne weiteres auf Werkzeuge anderer Vorkammergeometrien übertragen.

Die Versuche zum Einfluss einer Vorkammer wurden bei Blocktemperaturen zwischen $T_B = 305^\circ\text{C}$ und $T_B = 330^\circ\text{C}$ durchgeführt. Die vor dem Prozess gemessene Werkzeugtemperatur bewegte sich in einem relativ breiten Fenster von $T_{WZ} = 240^\circ\text{C}$ bis $T_{WZ} = 332^\circ\text{C}$. Bezüglich der Stempelgeschwindigkeit wurde zwischen drei verschiedenen Geschwindigkeiten $v_{St} = 5 \text{ mm/s}$, $v_{St} = 10 \text{ mm/s}$ und $v_{St} = 15 \text{ mm/s}$ variiert. Die Rezipiententemperatur betrug bei allen Versuchen $T_R = 330^\circ\text{C}$. Aufgrund der vorliegenden Parameterkombinationen wurde die Auswertung der Strangpressversuche vorrangig in Abhängigkeit von der Matrizen-/ Werkzeugtemperatur T_{WZ} und der Stempelgeschwindigkeit v_{St} vorgenommen.

Die Verwendung eines Werkzeugs mit Vorkammer stellt ein grundsätzlich neues

Verfahrensprinzip dar, welches die Übertragung aller Erfahrungen aus dem Strangpressen ohne Vorkammer nicht ohne weiteres zulässt.

Erreichbare Pressgeschwindigkeiten

Wie bereits in Abschnitt 6.1.1 beschrieben wurde, führen hohe Strangpressgeschwindigkeiten zu Heißrissen, welche das begrenzende Maß für die maximal erreichbaren Strangpressgeschwindigkeiten darstellen. Allgemein ist festzustellen, dass die Oberflächen einiger Strangpressprofile auf den ersten 200 – 400 mm eine andere Beschaffenheit aufweisen als auf dem Rest des Profils. Dies ist auf die Erwärmung des Werkzeuges durch die abgeführte Umformwärme und beim direkten Strangpressen zusätzlich auf die Erwärmung des Pressblockes aufgrund der Wandreibung zurückzuführen.

Die Steginnenfläche ist der am stärksten rissgefährdete Bereich (Bild 76). Am seltensten entstehen an der Stegaußenfläche Risse. Dieses Phänomen kann mit dem Wärmefluss im Werkzeug begründet werden. So kann die Wärme, resultierend aus der Umformarbeit und der Reibung am Werkzeugdurchbruch, in der von dem Werkzeugdurchbruch eingerahmten Fläche nur schlecht abgeführt werden. Dies verstärkt sich, je näher der betrachtete Bereich am Steg liegt.

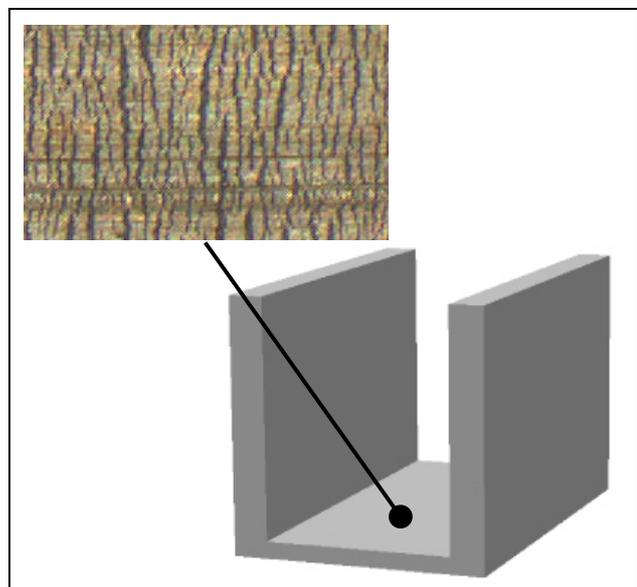


Bild 76: Heißrisse im Bereich der Steginnenfläche

Profile, welche ohne Vorkammer im indirekten Verfahren gepresst wurden, weisen zwar auf der Steginnenfläche relativ große Risse auf, der Rest der Flächen ist jedoch rissarm bis glatt. Die Stegaußenflächen der Profile, die ohne Vorkammer gepresst wurden, sind unabhängig vom Strangpressverfahren glatt. Weiterhin fällt auf, dass die Außenkanten, an denen die Schenkel in den Steg übergehen, bei diesen Profilen ebenfalls rissfrei sind. Bei den mit Vorkammer gepressten Profilen lassen sich keine Regelmäßigkeiten bezüglich des Einflusses der Prozessparameter Block- bzw. Werkzeugtemperatur sowie indirektes oder direktes Verfahren auf die entstandene Oberfläche erkennen. Bezüglich der Stempelgeschwindigkeit ist festzustellen, dass mit ihrer Steigerung die Wahrscheinlichkeit von Heißrissen auf der Steginnenfläche zunimmt. Dies ist auf die starke Erwärmung der Strangoberfläche aufgrund der Reibungswärme in Verbindung mit

einer starken Aufheizung des Werkzeuges ohne Möglichkeit der schnellen Wärmeabfuhr zurückzuführen. Besonders stark ist diese Abhängigkeit bei den mit Vorkammer verpressten Profilen. Durch die Vorkammer werden die Reibflächen vergrößert, was zu einer zusätzlichen Erwärmung führt. Somit ergibt sich, dass mit Vorkammer verpresste Profile geringfügig niedrigere Strangpressgeschwindigkeiten erreichen.

Anfahr- und stationäre Presskräfte

Bild 77 zeigt die maximale Stempelkraft über der Werkzeugtemperatur für die direkten Strangpressversuche. Für jeden Messpunkt ist die jeweilige Blocktemperatur angegeben. Alle aufgeführten Stränge wurden bei einer Stempelgeschwindigkeit von $v_{St} = 5 \text{ mm/s}$ verpresst. Zur Veranschaulichung wurden zudem lineare Trendlinien eingefügt. Die aufgetragene Werkzeugtemperatur wurde kurz vor Beginn des jeweiligen Strangpressprozesses gemessen und gibt somit die Ausgangstemperatur zu Beginn der Pressung wieder. Aufgrund der Reibung zwischen Block und Matrizenstirnseite sowie zwischen Material und Werkzeugdurchbruch steigt die Temperatur des Werkzeuges im Laufe des Prozesses an. Da die Stränge, welche zur Auswertung in den Diagrammen herangezogen werden, bei derselben Stempelgeschwindigkeit verpresst wurden, wird hier von einer vergleichbaren Temperaturzunahme des Werkzeuges für alle Blöcke ausgegangen.

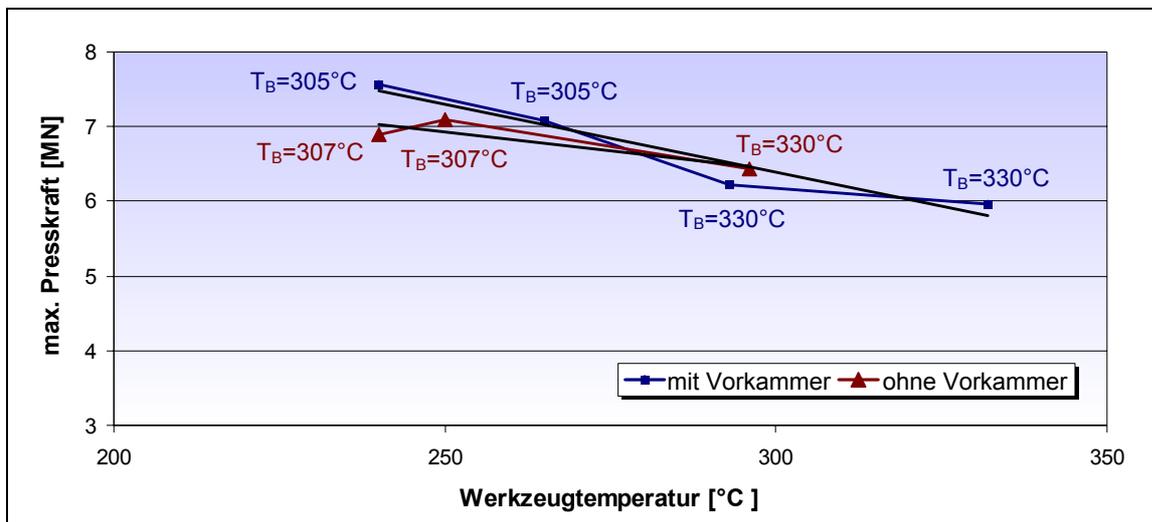


Bild 77: Maximale Presskräfte in Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur beim direkten Strangpressen (AZ31-Legierung)

Die erforderliche maximale Presskraft sinkt sowohl mit Vorkammer als auch ohne Vorkammer mit zunehmender Werkzeug- und Blocktemperatur. Die Wärme aus dem Strangpressblock wird aufgrund der mit steigender Werkzeugtempera-

tur sinkenden Temperaturdifferenz zwischen Block und Werkzeug nicht so stark abgeführt, wie bei einer niedrigen Werkzeugtemperatur. Dementsprechend liegt die Temperatur in der Umformzone bei größerer Werkzeugtemperatur höher und die zur Umformung erforderliche Strangpresskraft sinkt. Bei den Messwerten mit Vorkammer ist zwischen den mittleren beiden Werten ein Sprung zu erkennen. Dieser ist auf die Differenz der Blockeinsatztemperatur zurückzuführen, wodurch die Abnahme der maximalen Presskraft unterstützt wird. Insgesamt liegt die maximale Presskraft bei Verwendung einer Vorkammer geringfügig über der ohne Vorkammer.

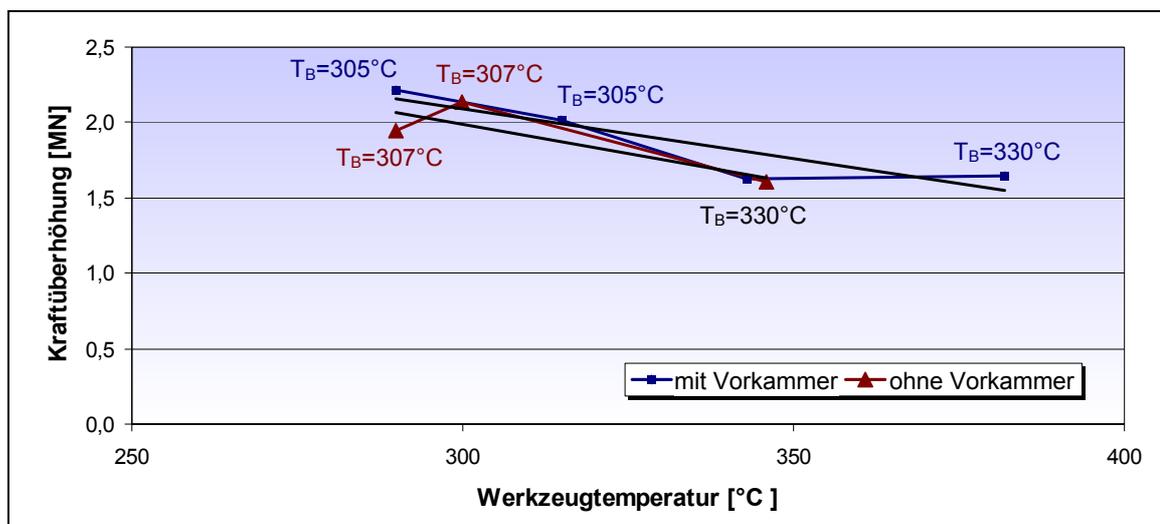


Bild 78: Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur beim direkten Strangpressen (AZ31-Legierung)

Betrachtet man die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in Bild 78, so zeigt sich ein abfallender Verlauf mit steigenden Werkzeug- und Blockeinsatztemperaturen sowohl mit als auch ohne Vorkammer. Dabei liegen die Trendlinien parallel und eng zusammen. Dies widerspricht auf den ersten Blick den ermittelten Ergebnissen in Bild 61. Diese ergaben, dass die Blockeinsatztemperatur keinen erkennbaren Einfluss auf die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess hat. In Kombination mit einer höheren Werkzeugtemperatur scheint es hier einen direkten Zusammenhang zu geben. Unabhängig davon zeigt die Verwendung einer Vorkammer keinen signifikanten Einfluss auf die Kraftüberhöhung und auf die Presskräfte.

Bei der Einstellung der Pressgeschwindigkeit wurde eine zweistufige Beschleunigung gewählt. In der ersten Stufe wurde eine sehr niedrige Beschleunigung eingestellt. Trägt man die Kraftüberhöhung beim indirekten Strangpressen über der ersten Stufe der Stempelgeschwindigkeit auf, so ergibt sich ein quasi linearer Verlauf. Bild 79 zeigt die ermittelten Kraftüberhöhungen beim indirekten Strang-

pressen in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit unter Angabe der Blocktemperatur T_B und der Werkzeugtemperatur T_{WZ} . Scheinbar unabhängig von T_B und T_{WZ} zeigt sich, dass mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit (proportional der Stempelbeschleunigung) die Kraftüberhöhung ebenfalls zunimmt. Durch die Verwendung eines Vorkammerwerkzeuges wird eine etwas größere Kraftüberhöhung hervorgerufen. Zudem ist die Steigung der linearen Trendlinie etwas größer als bei den Messungen, welche sich bei der Verwendung eines Werkzeuges ohne Vorkammer ergeben.

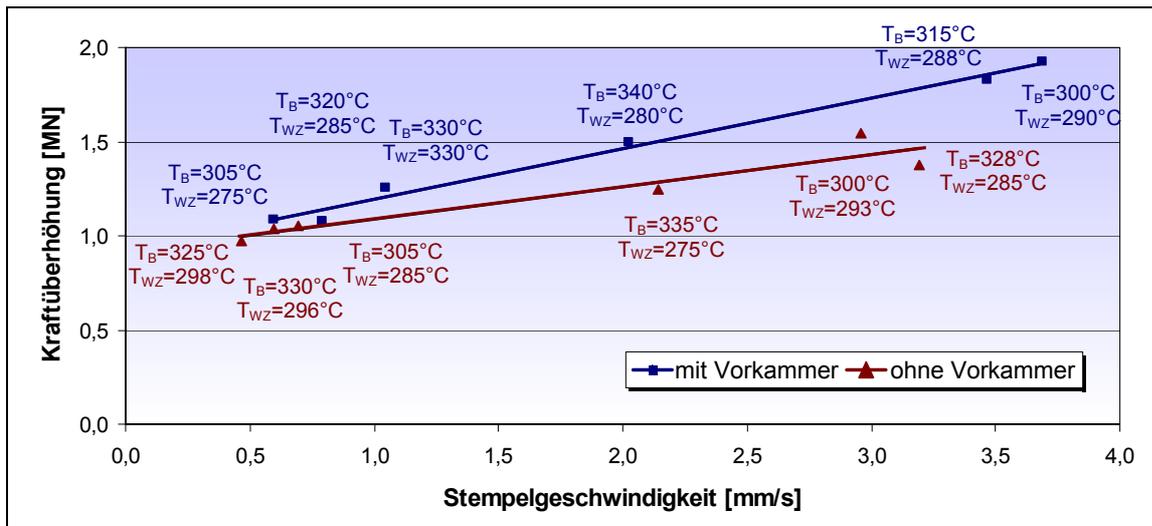


Bild 79: Kraftüberhöhung im Anfahrprozess in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit beim indirekten Strangpressen (AZ31-Legierung)

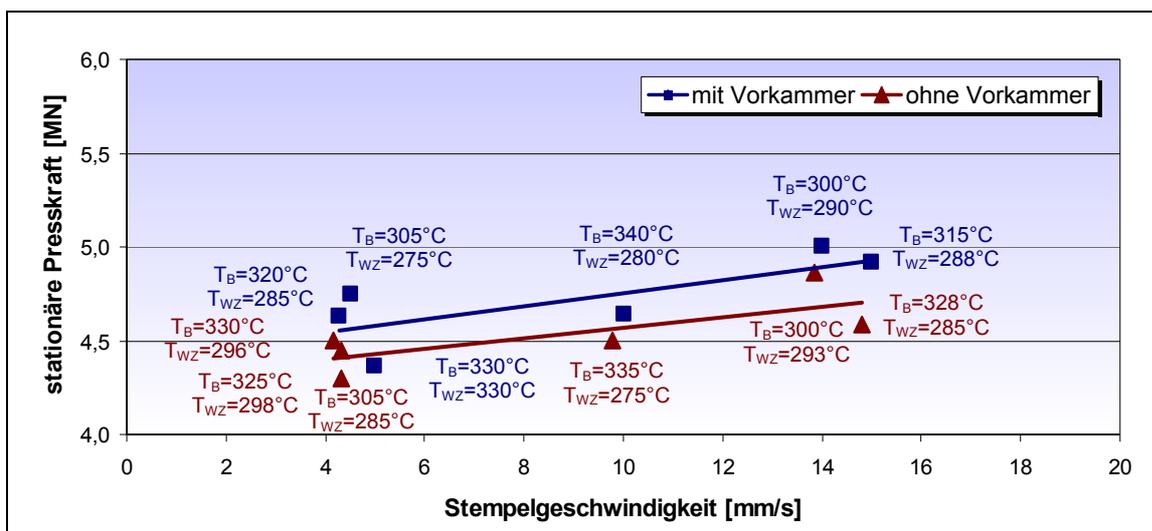


Bild 80: Stationäre Presskräfte in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit beim indirekten Strangpressen (AZ31-Legierung)

Die Untersuchung der stationären Presskräfte sowohl beim direkten als auch beim indirekten Strangpressen zeigten keinen signifikanten Einfluss der Vor-

kammer in Abhängigkeit von der Block- oder Werkzeugtemperatur. Bild 80 zeigt hierzu die ermittelten Werte mit Angabe der Block- und Werkzeugtemperatur beim indirekten Strangpressen in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit. Zum einen erhöht sich mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit erwartungsgemäß die Presskraft und zum anderen sind die Presskräfte beim Pressen mit dem Kammerwerkzeug größer als ohne Kammerwerkzeug. Dabei ist die Presskraftzunahme bei dem Kammerwerkzeug nahezu identisch wie beim Pressen ohne Kammerwerkzeug.

Durch die Steigerung der Stempelgeschwindigkeit erhöht sich die Umformgeschwindigkeit. Bei höherer Umformgeschwindigkeit steigt die Fließspannung und dementsprechend der Widerstand gegen Umformung an. Daher steigt die Stempelpkraft, welche zum Durchpressen des Materials erforderlich ist, mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit. Die Erwärmung des Werkzeuges durch die abgeführte Umformwärme wirkt diesem dabei nur geringfügig entgegen.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die erforderliche maximale Stempelpkraft, welche sich aus der stationären Presskraft und der Kraftüberhöhung zusammensetzt, mit Vorkammer höher ist als ohne Vorkammer. Die Steigerung der maximalen Stempelpkraft ist bei den Versuchen mit und ohne Vorkammer mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit gleich.

Allgemein gilt nach Saha [Sah00], dass die erforderliche Stempelpresskraft von den folgenden Prozessparametern beeinflusst wird: Umformgeschwindigkeit, Arbeitstemperatur, Fließspannung des Materials sowie Strangpressverhältnis. Da sowohl bei den Versuchen mit als auch ohne Vorkammer die Umformgeschwindigkeiten und die Temperaturen in den gleichen Prozessfenstern variiert wurden und immer der gleiche Werkstoff verpresst wurde, ist die Ursache für die erhöhte Presskraft bei dem Werkzeug mit Vorkammer zu finden.

Das Gesamtstrangpressverhältnis V_{ges} der Werkzeuge wird nach [Mue02] wie folgt berechnet (vergleiche Gleichung 4):

$$V_{ges} = \frac{\text{Querschnittsfläche des Ausgangsblocks}}{\text{Querschnittsfläche des Profils}} = \frac{A_I}{A_{II}}$$

Der Ausgangsblock hat einen Durchmesser von $d_B = 107$ mm. Die Querschnittsfläche der Vorkammer (Bild 28) beträgt $A_{VK} = 971,4$ mm². Der Durchbruch des Werkzeuges ohne Vorkammer hat eine Querschnittsfläche von $A_{OVK} = 289$ mm². Somit ergeben sich mit Vorkammer Strangpressverhältnisse von $V_{VK1} = 9,3$ und $V_{VK2} = 3,4$ bzw. ohne Vorkammer von $V_{OVK} = 31,1$. Nach Prats können die einzelnen Strangpressverhältnisse bei Vorkammerwerkzeugen durch Multiplikation

zu einem Gesamtstrangpressverhältnis zusammengefasst werden [Pra96]. Demnach ergibt sich für das verwendete Vorkammerwerkzeug ein Strangpressverhältnis von $V_{VK} = 9,2 \cdot 3,4 = 31,6$.

Nach Saha hat ein größeres Strangpressverhältnis eine größere erforderliche Stempelkraft zur Folge [Sah00]. Die Messwerte der Versuche ohne Vorkammer müssen demzufolge unter denen mit Vorkammer liegen. Dies ist für die durchgeführten Untersuchungen überwiegend der Fall. Der Unterschied der beiden Strangpressverhältnisse ist jedoch sehr gering, so dass dies nicht als alleinige Ursache angesehen werden kann. Neben dem Strangpressverhältnis besitzen die Geometrie der Vorkammer und die damit vorherrschenden Reibungsverhältnisse einen entscheidenden Einfluss auf die Presskräfte.

In Kapitel 2.1.3 wird beschrieben, dass nach Rodriguez, Prats und Li bei Vorkammerwerkzeugen nicht nur das Strangpressverhältnis entscheidend für den erforderlichen Strangpressdruck und die Qualität des Strangpressproduktes ist, sondern auch die Geometrie der Vorkammer. Diese Untersuchungen beziehen sich jedoch auf runde Strangpressprofile und wurden nicht mit Magnesium durchgeführt.

Die durchgeführten Untersuchungen mit Magnesium und die damit gewonnenen Erkenntnisse an einem Vorkammerwerkzeug beschränken sich daher lediglich auf Vorkammerwerkzeuge dieser einen Geometrie.

Mechanische Eigenschaften der Strangpressprofile

Nach dem Magnesium-Taschenbuch [Mgt00] sind die Härtewerte bei stranggepressten Magnesiumproben kaum von der Probenlage bzw. der Profilform abhängig. Zur Überprüfung und zur Abschätzung des Einflusses verschiedener Strangpressparameter wurden unterschiedliche Profile (direkt und indirekt, mit und ohne Vorkammer) bezüglich ihrer Härte untersucht. Bild 81 zeigt schematisch die Lage der Probenentnahme.

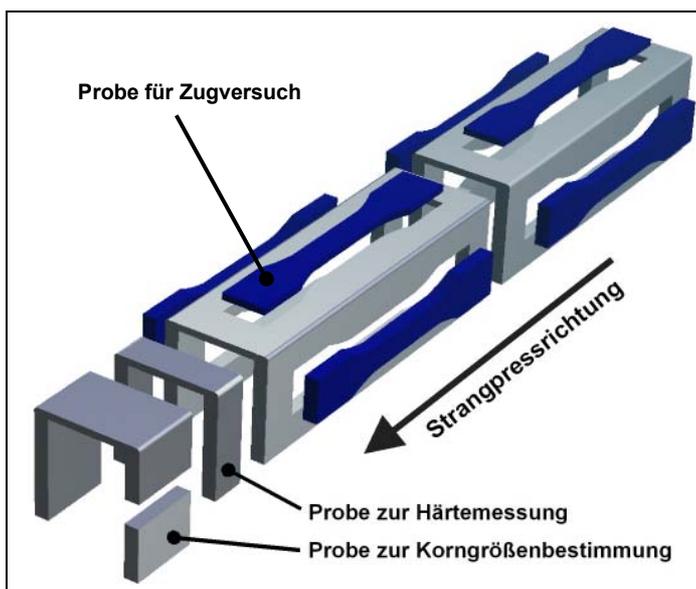


Bild 81: Probenentnahme für Härtemessung, Korngrößenbestimmung und Zugversuch

In Bild 82 ist beispielhaft der Härteverlauf an einem indirekt ohne Vorkammer verpressten Profil dargestellt. Hierfür wurden insgesamt 560 Messpunkte aufgenommen. Die Profile besitzen keine nennenswerten Unterschiede ihrer Härte zwischen Schenkel und Steg sowie zwischen Randbereich und Innerem. Auch Härteunterschiede der verschiedenen Profile untereinander konnten nicht ermittelt werden. So besaßen alle untersuchten Profile Härten zwischen 58 HV_{0,5} und 62 HV_{0,5}. Dies wird durch Müller bestätigt, wonach die Mikrohärtigkeit nicht von der Strangpressgeschwindigkeit beeinflusst wird [Mue03a]. Dzwonczyk beschreibt Versuche zum Strangpressen von Magnesium bei konstanter Blocktemperatur und vier unterschiedlichen Strangpressverhältnissen. Bei allen gewählten Parametern wurde eine Härte der Profile von 56 HV_{0,5} ermittelt [Dzw02].

Es ist zu erwarten, dass die Korngröße eines Gefüges einen Einfluss auf die Härte des Materials hat. Je kleiner die Körner sind, desto mehr Korngrenzen liegen im Bereich des Prüfeindrucks. Dieser erhöhte Korngrenzenanteil mit seinen Ausscheidungen bewirkt eine größere Härte. Aus diesem Grund ist es wahrscheinlich, dass sich die Härte über die Stranglänge nicht konstant verhalten, da sich die Korngröße und damit auch die Eigenschaften, wie in Abschnitt 6.1.4 beschrieben wurde, über die Stranglänge geringfügig ändern.

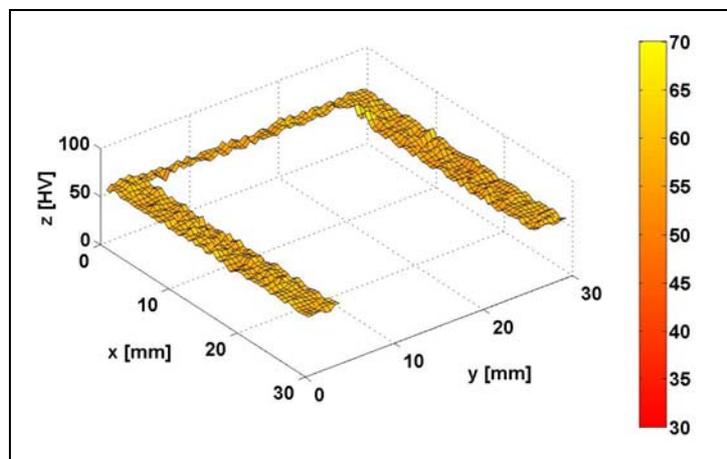


Bild 82: Visualisierung des Härteverlaufs an einer untersuchten Probe (hier: indirekt verpresst, ohne Vorkammer)

Weiterhin wurden aus den Schenkeln und den Stegen der Strangpressprofile gemäß Bild 81 Flachzugproben entnommen. Die gestrichelten Linien in den folgenden Diagrammen stellen Vergleichswerte aus der DIN 9715 für stranggepresste Halbzeuge aus der AZ31-Legierung dar. Die untersuchten Stränge wurden bei einer einheitlichen Stempelgeschwindigkeit von $v_{St} = 5 \text{ mm/s}$ verpresst.

Wie in Bild 83 zu erkennen ist, weisen die Zugfestigkeitswerte und Dehngrenzen einer ohne Vorkammer verpressten AZ31-Legierung in Steg und Schenkeln unabhängig von der Werkzeugtemperatur bzw. der Blockeinsatztemperatur einen konstanten Verlauf auf. Der leichte Anstieg der Dehngrenze liegt dabei im Rahmen der Messunsicherheit. Bei der Dehngrenze ist eine deutliche Differenz zwischen den ermittelten Werten im Steg und in den Schenkeln von bis zu 37 MPa

vorhanden. Eine Analyse der Korngrößenverteilung ergab, dass im Schenkel gemittelte Korngrößen von $G = 9,75$ vorliegen, während die Körner im Steg mit einer homogeneren Verteilung mit einem Wert $G = 10,86$ etwas kleiner sind. Dies widerspricht den Erfahrungen mit feinkörnigen Gefügestrukturen. So wäre zu erwarten, dass aufgrund der kleineren Korngröße im Steg eine höhere Dehngrenze vorliegt. Es ist möglich, dass hier bereits die Mechanismen des Korn-grenzengleitens wirken. Diese wären die Ursache für eine frühzeitige plastische Verformung des Materials.

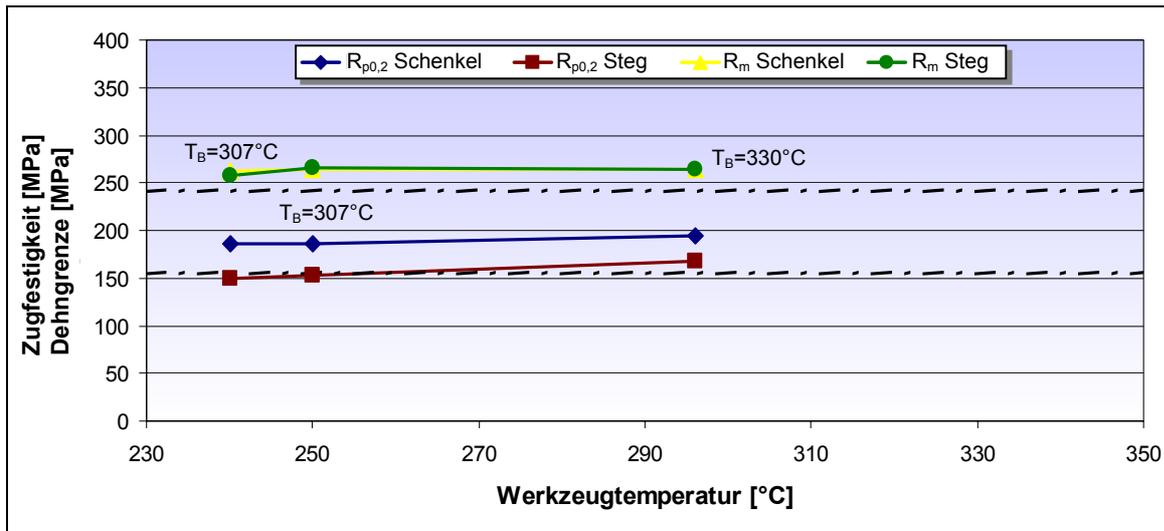


Bild 83: Zugfestigkeit und Dehngrenze in Schenkel und Steg einer ohne Vorkammer direkt verpressten AZ31-Legierung

Neben der Korngröße kann darüber hinaus der Unterschied der Dehngrenze auch zum einen mit dem abweichenden Fließverhalten des Werkstoffs im Bereich der Schenkel und des Stegs zusammenhängen und zum anderen auf die stark differierende Wärmeabfuhr zurückgeführt werden. Letzteres wird durch die Tatsache gestützt, dass erste Heißrisse ausschließlich im Inneren des Profilstege auftraten. Die unterschiedliche Wärmeabfuhr hängt mit der Geometrie des Werkzeuges zusammen. So kann im Innenbereich des Stegs aufgrund des größeren Abstandes zum Rand die Wärme nicht hinreichend schnell abgeführt werden. Daher ist das Profil im Bereich des Steges deutlich wärmer als in den Schenkeln. Durch die höhere Temperatur wird die Ausscheidungsstruktur ebenfalls beeinflusst.

Bild 84 zeigt im Vergleich zu Bild 83 die Ergebnisse der Zugfestigkeit und der Dehngrenze im Steg und in den Schenkeln bei einem mit Vorkammer verpressten Profil. Die Ermittelten Werte unterscheiden sich im Rahmen der Messunsicherheit nicht voneinander. Auch hier liegt die Dehngrenze im Steg im selben Maße deutlich unter den Kennwerten in den Schenkeln. Ein Einfluss der Vorkammer kann hierbei nicht nachgewiesen werden.

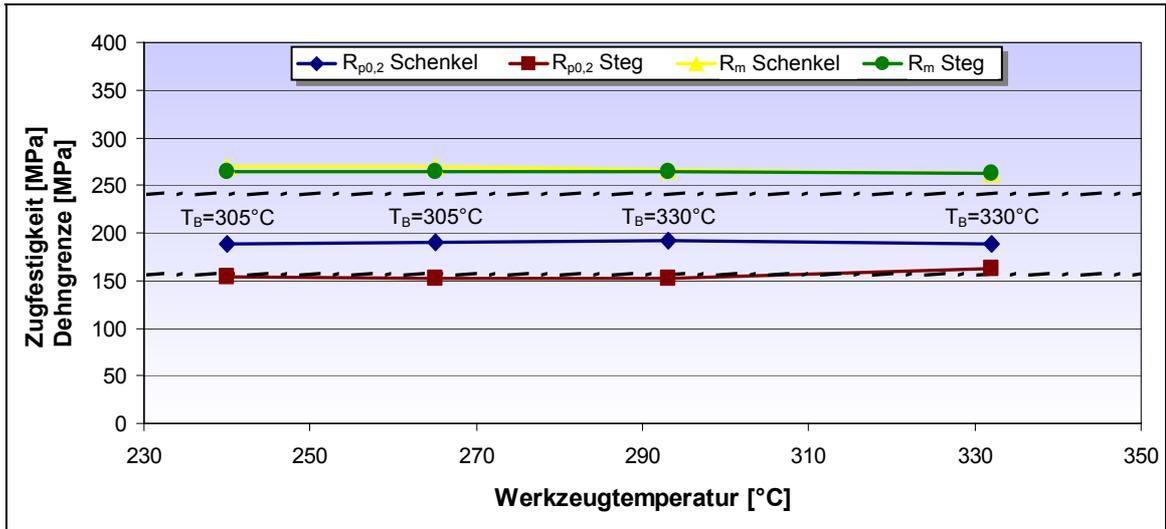


Bild 84: Zugfestigkeit und Dehngrenze in Schenkel und Steg einer mit Vorkammer direkt verpressten AZ31-Legierung

Bild 85 und Bild 86 zeigen hierzu die Werte der Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur bzw. der Blockeinsatztemperatur T_B . Wie bei der Zugfestigkeit und der Dehngrenze liegt hier in dem untersuchten Parameterfeld scheinbar keine Abhängigkeit von der Temperatur vor. Unabhängig von der Verwendung einer Vorkammer zum Pressen des Profils ergeben sich geringfügig höhere Werte für die Bruchdehnung im Steg gegenüber den Schenkeln. Abgesehen davon liegen die Werte deutlich über denen in der DIN 9715 angegebenen Werten. Vergleichbare Ergebnisse wurden bei Pressversuchen nach dem indirekten Pressverfahren ermittelt. Somit besteht auch keine Abhängigkeit vom Pressverfahren auf die mechanischen Eigenschaften.

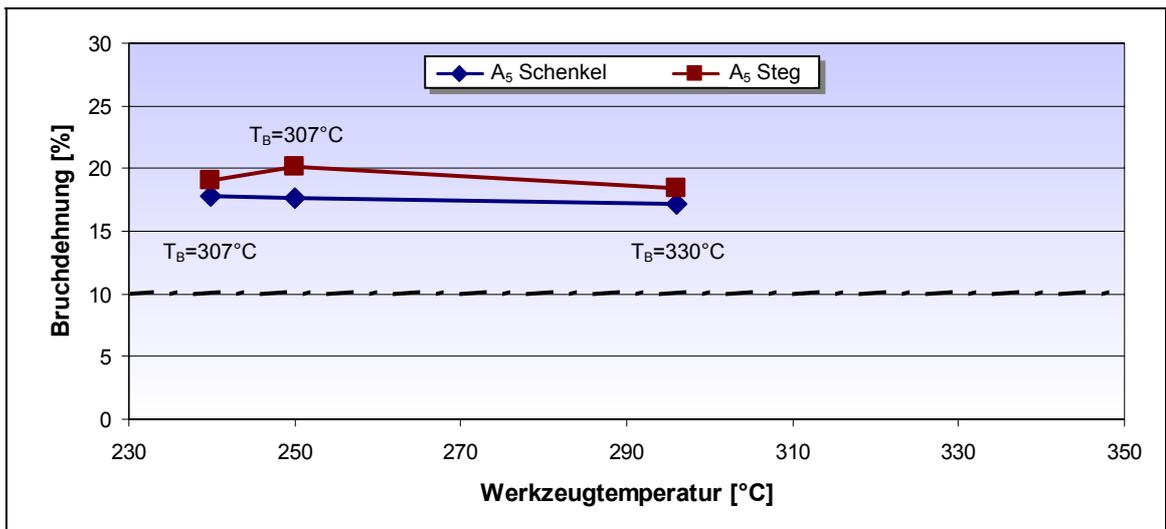


Bild 85: Bruchdehnung in Schenkel und Steg einer ohne Vorkammer direkt verpressten AZ31-Legierung

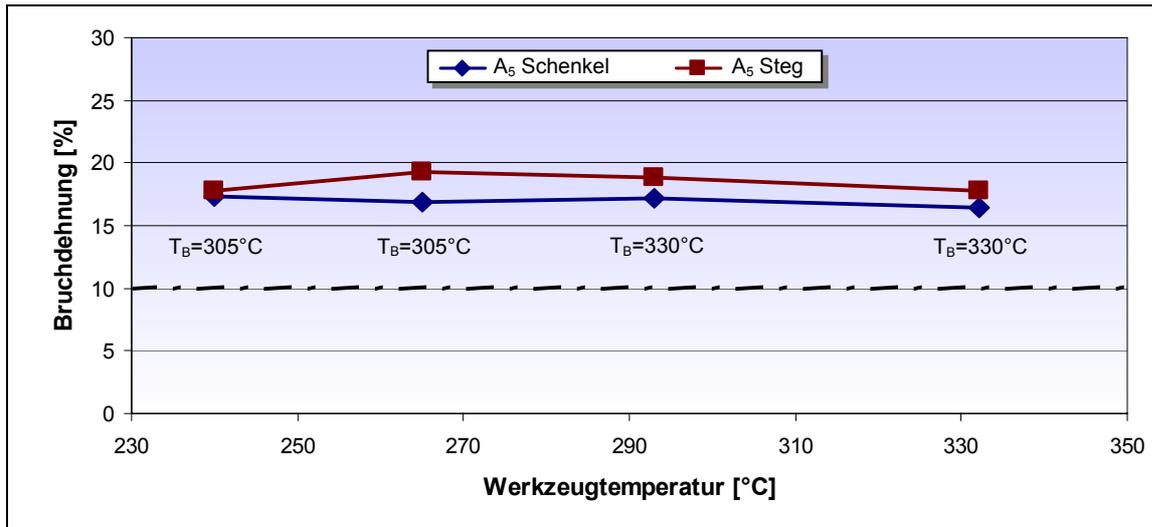


Bild 86: Bruchdehnung in Schenkel und Steg einer mit Vorkammer direkt verpressten AZ31-Legierung

Darüber hinaus ist die Betrachtung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit von Bedeutung, da die Pressgeschwindigkeit, wie in Abschnitt 6.1.4 beschrieben wurde, einen entscheidenden Einfluss auf die Temperatur in der Umformzone hat. Bild 87 zeigt hierzu die Dehngrenze und die Bruchdehnung in den Schenkeln der stranggepressten U-Profile in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit, des Pressverfahrens und der Verwendung einer Vorkammer. Da die Zugfestigkeiten einen konstanten Verlauf besitzen, werden sie hier nicht explizit dargestellt.

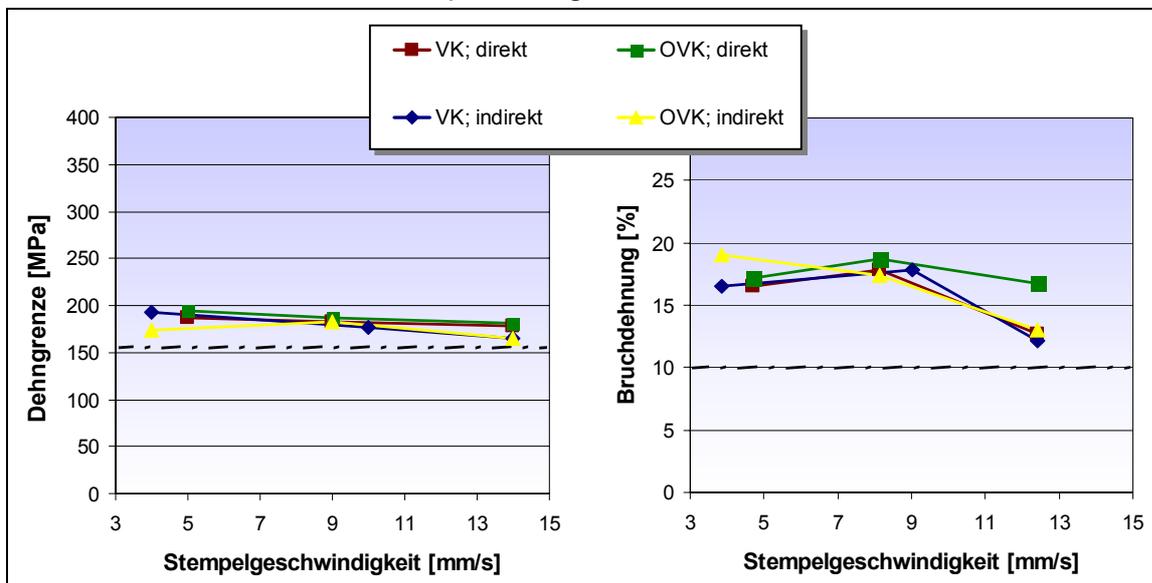


Bild 87: Dehngrenze und Bruchdehnung der Schenkel aufgetragen über der Stempelgeschwindigkeit

Die Werte der Dehngrenze fallen mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit leicht ab. Bei der Bruchdehnung zeigt sich in dem untersuchten Bereich der

Stempelgeschwindigkeit ein tendenziell steigender Verlauf bis zu einer Geschwindigkeit von etwa 9 mm/s. Bei 13 mm/s wird wieder ein wesentlich niedrigerer Wert gemessen. Dies kann mit auftretenden sehr kleinen Heißrissen begründet werden, wodurch es ohne nennenswerte Einschnürung frühzeitig zu einem Bruch kommt. Eine Abhängigkeit von der Vorkammer oder dem Pressverfahren konnte in dieser Versuchsserie nicht ermittelt werden. Müller beschreibt, dass für direkt stranggepresste AZ31-Profile die Dehngrenze bis zu 12% über den indirekt gepressten liegt [Mue02]. Dies konnte aber anhand der aufgenommenen Messungen nicht bestätigt werden.

Nach Müller wird die Zugfestigkeit oder die Dehngrenze von stranggepressten AZ31-Profilen einzeln betrachtet nicht durch die Blocktemperatur oder die Strangpressgeschwindigkeit beeinflusst. Diese Kennwerte hängen von der gewählten Kombination der beiden Parameter ab [Mue02, Mue03b]. Bezüglich der Zugfestigkeit und der Dehngrenze der untersuchten Profile kann diese Aussage nicht nachvollzogen werden. Die Zugfestigkeiten aller Stränge liegen sowohl im Steg als auch in den Schenkeln bei etwa 260 MPa. Im Rahmen des hier betrachteten Parameterfensters kann für keine Parameterkombination ein Einfluss auf die Zugfestigkeit festgestellt werden.

Metallographische Untersuchungen

Für die metallographischen Untersuchungen wurden aus den Strängen entsprechend Bild 81 Proben entnommen und die ermittelten Gefügebildungen zur Korngrößenbestimmung herangezogen. Die Untersuchung des Gefüges der Strangpressprofile erfolgte dabei auf der Schnittfläche des Schenkels parallel zur Strangpressrichtung. Nach Closset, Kumar und Bohlen sind die Ausprägung des Gefüges sowie die Korngröße längs und quer zur Strangpressrichtung ähnlich [Boh03, Clo98, Kum00]. Aufgrund der niedrigen Anteile der Legierungsbestandteile der AZ31-Legierung und der Verwendung lösungsgeglühter Halbzeuge ist das Gefüge einphasig. Es zeigen sich an den Korngrenzen keine $Mg_{17}Al_{12}$ -Ausscheidungen, wie dies unter gleichen Voraussetzungen beispielsweise bei AZ61-Legierungen der Fall ist [Aoy03]. Aluminium und Zink liegen im Magnesiumgitter vollständig gelöst vor.

Die Korngrößenverteilung bei den untersuchten Profilen ist verhältnismäßig breit. Neben wenigen sehr kleinen und sehr großen Körnern liegen viele Körner mittlerer Größe vor. Auf einigen Schliffbildern ist zu erkennen, dass sich zwischen den globulitischen Körnern extrem langgezogene Körner ausgebildet haben. Diese sind durch eine nicht vollständig erfolgte Rekristallisation hervorgerufen, was auf eine zu geringe Umformtemperatur bzw. auf eine zu rasche Abkühlung nach der Umformung zurückzuführen ist. Der Nachteil dieser langgestreckten Körner ist

eine extreme Texturierung. Auffällig häufig treten diese nicht rekristallisierten Körner bei den Proben auf, die aus den ersten Metern der Stränge entnommen wurden. Hier ist die Strangaustrittstemperatur deutlich geringer als im mittleren Bereich des Stranges.

Der G-Wert des Gefüges der unverpressten Gussblöcke beträgt ca. $G = 0,5$. Dies entspricht einer Korngröße von ca. $d = 300 \mu\text{m}$. Die Werte aller untersuchten Stränge liegen zwischen $G = 10,65$ und $G = 9,04$ bzw. $d = 8,8 \mu\text{m}$ und $d = 15,4 \mu\text{m}$. Durchschnittlich wurde die Korngröße dementsprechend um 96% reduziert. Dieses Ergebnis stimmt für ein Strangpressverhältnis von ca. 32 in etwa mit den in der Literatur beschriebenen Kornfeinungen überein.

In Bild 88 ist die Korngrößen-Kennzahl G über der Stempelgeschwindigkeit aufgetragen. Hierfür wurden die Kennwerte verschiedener Profile ohne Berücksichtigung der Blockeinsatz- und Werkzeugtemperaturen bestimmt und gemittelt.

Wie in Abschnitt 2 beschrieben wurde, ist die Korngröße von der Strangpresstemperatur abhängig. Je höher diese ist, desto stärker können die Körner nach der Rekristallisation wachsen.

Aufgrund dieser Tatsache ist zu erwarten, dass bei sonst konstanten Parametern mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit und daraus folgend größerer Temperaturzunahme die Körner wachsen. Nach Bild 88 ist dies jedoch nicht der Fall. Bis auf den Graphen „OVK; direkt“ steigen alle Messwerte mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit an. Die Korngröße sinkt entsprechend durchschnittlich von $d = 13,6 \mu\text{m}$ auf $d = 10,3 \mu\text{m}$ um ca. 24%.

Da in Bild 88 die Blockeinsatz- und Werkzeugtemperaturen nicht berücksichtigt wurden, ergibt sich daraus, dass nicht direkt auf eine der Stempelgeschwindigkeit proportionale Temperatur geschlossen werden kann. Aus diesem Grund wurden die Temperaturen der direkt stranggepressten Stränge analysiert, welche den entsprechenden Profilabschnitten zum Zeitpunkt des Austretens aus der Matrize entsprachen.

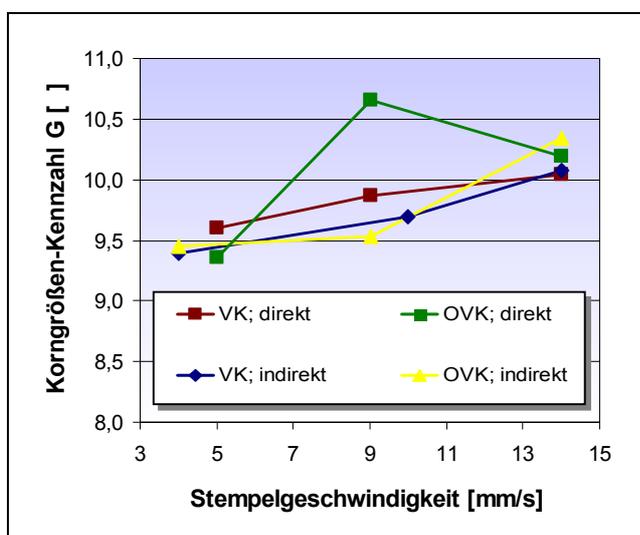


Bild 88: Korngrößen in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit

Es konnte ermittelt werden, dass sich die Austrittstemperaturen der entsprechenden Bereiche analog zu dem Graphen in Bild 88 verhalten. Wie zu erwarten war, ist bei abnehmender Austrittstemperatur die Korngröße geringer. Daher ergeben sich bei höherer Austrittstemperatur entsprechend größere Körner. Die Ursache hierfür liegt in einer geringeren Blockeinsatztemperatur. Um höhere Pressgeschwindigkeiten erreichen zu können, wurden die Blockeinsatztemperaturen reduziert, was wiederum zu einer Senkung der Strangaustrittstemperatur führte.

Somit ergibt sich für die betrachteten Parameter, dass trotz zunehmender Stempelgeschwindigkeit geringere Strangaustrittstemperaturen vorliegen und somit entsprechend kleinere Korngrößen gemessen werden konnten.

In Bild 89 ist die Temperaturzunahme über der Stempelgeschwindigkeit aufgetragen. Zur Ermittlung der Temperaturzunahme während des Strangpressprozesses wurde jeweils die Temperatur zu Beginn sowie die Temperatur bei einem Stempelweg von 100 mm ermittelt und hieraus die prozentuale Temperaturzunahme berechnet. Die Blockeinsatztemperatur betrug für alle Stränge $T_B = 330^\circ\text{C}$. Aus dem Diagramm geht hervor, dass die Temperaturzunahme mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit steigt. Hieraus folgt, dass mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit der Einfluss auf die Korngröße aufgrund von Kornwachstumsmechanismen steigt, sofern die übrigen Prozessparameter nicht angepasst werden.

Darüber hinaus lässt sich aus den gewonnenen Erkenntnissen der Schluss ziehen, dass sich die Korngröße aufgrund von sich verändernden Temperaturverhältnissen über die Länge der Stränge auch ändert. Die Korngröße nimmt aufgrund einer steigenden Strangaustrittstemperatur mit zunehmendem Stempelweg zu. Dies zieht eine Änderung der mechanischen Eigenschaften nach sich. Verschiedene Korngrößenmessungen am ersten und am dritten Meter unterschiedlicher Stränge bestätigten dies. So konnten gemittelte Korngrößenzunahmen von $0,4 - 3,3 \mu\text{m}$ ermittelt werden.

Die Veränderung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit vom Strang-

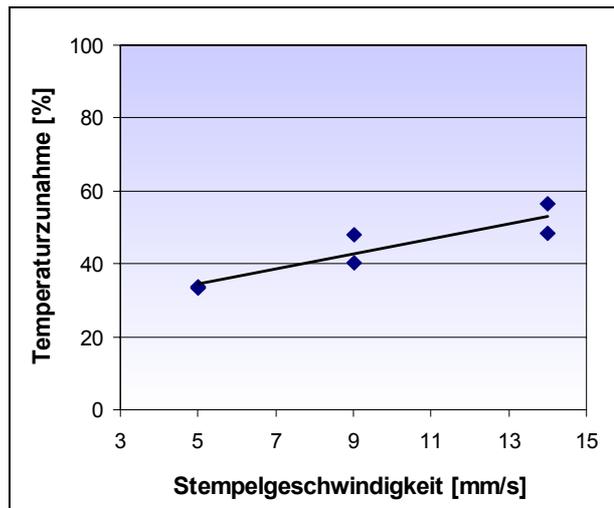


Bild 89: Temperaturzunahme nach einem Stempelweg von 100 mm in Abhängigkeit von der Stempelgeschwindigkeit beim direkten Strangpressen

bereich bzw. Stempelweg ist in der industriellen Produktion absolut unerwünscht. Ziel ist es daher, einen isothermen Strangpressprozess zu gewährleisten, bei welchem jeder Strangabschnitt mit der gleichen Temperatur aus dem Werkzeug austritt. Um dies zu realisieren, gibt es zahlreiche Ansätze. So kann man zur Minimierung der beim Pressen in Wärme umgesetzten Umformenergie immer diejenige Legierung wählen, die bei Erfüllung aller Anforderungen am leichtesten verpressbar ist. Eine andere Maßnahme ist das Anwärmen des Blockes mit einem axialen Temperaturgefälle (taper), so dass die Bereiche, die zu Beginn des Prozesses in die Umformzone gelangen, eine höhere Temperatur haben, als die nachfolgenden Bereiche. Als weiterer Ansatz kann die Stempelgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der kontinuierlich gemessenen Austrittstemperatur geregelt werden [Bau01].

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Profilschenkel bei einer mittleren Stempelgeschwindigkeit die höchste Bruchdehnung aufweisen (Bild 87). Bei einer geringen Stempelgeschwindigkeit haben überwiegend die Stege die höchsten Bruchdehnungen. Die beste Kombination aus den Bruchdehnungen von Steg und Schenkel wird bei einer geringen Stempelgeschwindigkeit erreicht.

Nach Müller ist die Bruchdehnung für indirektes Pressen höher als für direktes [Mue02]. Dies kann aufgrund der hier ermittelten und dargestellten Versuchsergebnisse, wie schon vorher beschrieben wurde, nicht bestätigt werden. In der Literatur wird eine Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Korngröße beschrieben. Chino und Mabuchi beschreiben beispielsweise für AZ91-Legierungen eine mit zunehmender Korngröße von $d = 1,2 \mu\text{m}$ auf $d = 59,1 \mu\text{m}$ steigende Bruchdehnung von 1,9% auf 11,0% [Chi01], wobei die kleinen Korngrößen durch niedrige Strangpresstemperaturen erreicht wurden. Hierdurch wird eine Versprödung des Gefüges hervorgerufen, wodurch wiederum die Bruchdehnung reduziert wird. Grundsätzlich ist auf Grund der Hall-Petch-Beziehung (vergleiche Abschnitt 2.2.1) mit einer Verkleinerung der Korngröße eine Erhöhung der Bruchdehnung zu erwarten.

Eine Untersuchung zur Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Korngröße wurde für die Schenkel durchgeführt. Bei dieser Untersuchung konnte festgestellt werden, dass die Korngröße mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit sinkt (Bild 88). Dies würde entsprechend der Hall-Petch-Beziehung bedeuten, dass die Bruchdehnung mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit steigt. Während diese Tendenz für die Stempelgeschwindigkeiten zwischen $v_{\text{St}} \sim 4 \text{ mm/s}$ und $v_{\text{St}} \sim 9 \text{ mm/s}$ zutrifft, liegen die Werte für die Bruchdehnung bei einer Stempelgeschwindigkeit von $v_{\text{St}} \sim 14 \text{ mm/s}$ deutlich niedriger. Dies ist auf die Heißrissbildung auf den Oberflächen der schnell verpressten Stränge zurückzuführen. Aufgrund der hierdurch auftretenden Kerbwirkung besteht ein mehrachsiger Span-

nungszustand, in dessen Folge es zu einem frühzeitigen Bruch ohne nennenswerte Einschnürung kommt.

Wie in den Diagrammen gezeigt, konnten die mechanischen Kennwerte im Vergleich zu den in DIN 9715 aufgeführten Werten durch das Strangpressen gesteigert werden. Allgemein ist jedoch festzustellen, dass der Einsatz der Vorkammer mit den gewählten geometrischen Abmessungen auf die mechanischen Eigenschaften der Strangpressprofile weder im direkten noch im indirekten Strangpressverfahren einen Einfluss hat.

Die beiden Werkzeuge mit und ohne Vorkammer haben ein nahezu identisches Strangpressverhältnis. Nach Dzwonczyk kann die Bruchdehnung von AZ31 mit einem steigendem Strangpressverhältnis erhöht werden. Jedoch sind ihm zufolge die Werte für die Dehngrenze und die Zugfestigkeit vom Strangpressverhältnis unabhängig [Dzw02].

6.1.7 Strangabkühlung

Beim Strangpressen weisen die Profile relativ hohe Strangaustrittstemperaturen auf. Die Abkühlung kann nach dem Austritt aus der Presse durch unterschiedliche Kühlverfahren bewirkt werden. Dabei kann die Qualität der Profile, Stangen, Rohre und Drähte von der angewendeten Abkühlung gezielt beeinflusst werden [Bau01, Str00, Van92].

Die Wirkung einer solchen Behandlung wird stark von der verwendeten Legierung beeinflusst. Bei Aluminiumwerkstoffen wird die Strangkühlung bereits viele Jahre eingesetzt. Für Magnesiumwerkstoffe gibt es hierzu keine bekannten Veröffentlichungen. Um die thermisch induzierten Vorgänge, die bei Magnesiumlegierungen zu einem spannungsarmen bzw. grobkörnigen Gefüge führen können, unmittelbar nach dem Austritt des Werkstoffes aus dem Werkzeug zu unterdrücken, wurden daher Versuche zum Abschrecken des Stranges durchgeführt. Hierbei wurde mittels zweier stehender Wasserwellen ein Tauchbecken unmittelbar hinter der Strangpresse aufgebaut und das Profil nach dem Austritt aus dem Werkzeug in dieses Wasserbecken geführt (Bild 90). Der Abstand zwischen Werkzeug und Wasserbecken betrug anlagenbedingt

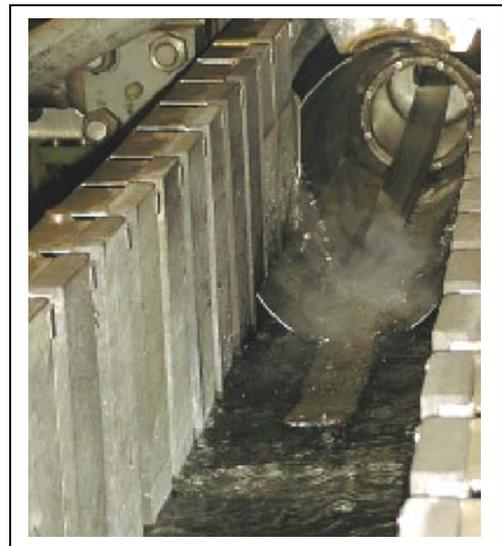


Bild 90: Strangabkühlung

1300 mm, die Stranggeschwindigkeit entsprach bei dem gewählten Umformgrad ~900 mm/min. Dies bedeutet, dass vom Austritt des Profils aus der Matrice bis zum Eintauchen in das Wasser eine Zeitspanne von knapp 1,5 Minuten verging.

Bild 91 zeigt die Ergebnisse des Abschreckens. Es ist zu erkennen, dass gegenüber einer konventionell stranggepressten AZ11-Legierung eine deutliche Steigerung der Stauchgrenze um 64 MPa erreicht werden kann, was einer Verbesserung von 66% bei sonst gleichen oder zum Teil besseren Kennwerten entspricht. So steigt die Dehngrenze von 10% auf 15% an. Eine Versuchsserie mit Strangabkühlung bei höheren Pressgeschwindigkeiten ergab keine Eigenschaftsverbesserung. Hierbei wird die Bedeutung des Zusammenhangs zwischen Temperatur und Pressgeschwindigkeit erneut deutlich (vergleiche Abschnitt 6.1.4).

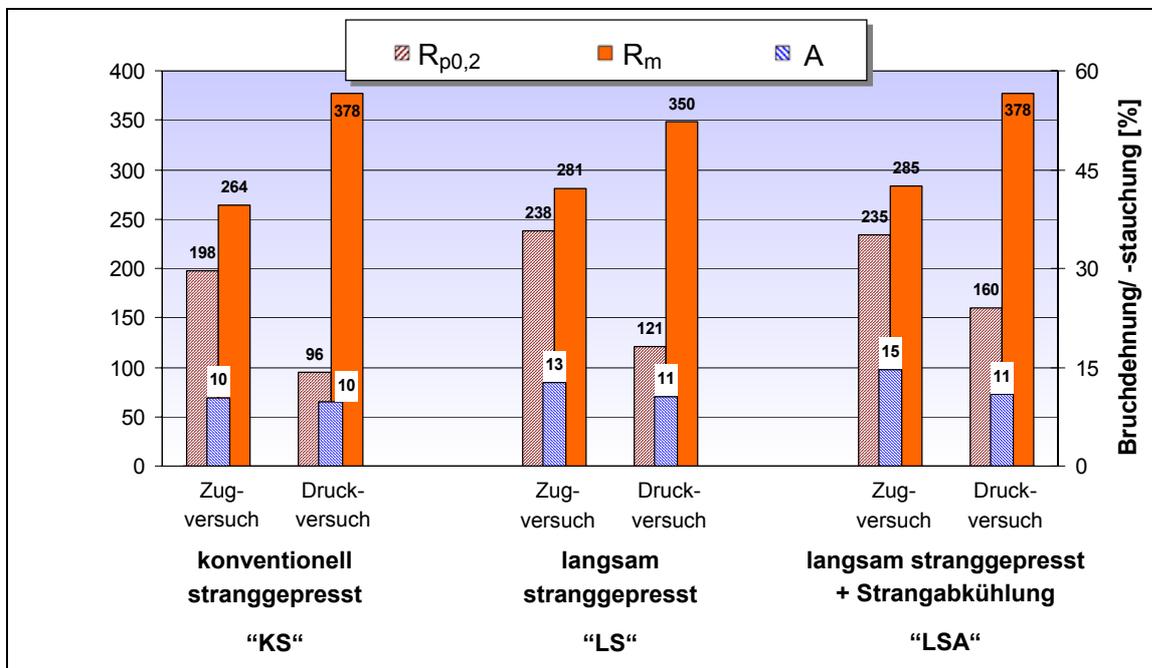


Bild 91: Mechanische Kennwerte einer AZ11-Legierung in Abhängigkeit von der Strangpressgeschwindigkeit und einer Strangabkühlung

Um die Ursache für diese signifikante Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zu ermitteln, wurden weiterführende Untersuchungen durchgeführt. In Bild 92 ist ein Schlibbild der metallographischen Probe dargestellt, welche langsam stranggepresst wurde (LS). Im Vergleich mit dem Schlibbild der Probe langsam stranggepresst + Strangabkühlung (LSA) konnten keine erkennbaren Unterschiede ermittelt werden. Beide Schlibbilder zeigen große Körner, die in Bereiche mit sehr feinen Körnern eingebettet sind (bimodale Gefügestruktur). Die Analyse der Korngrößen ergab bei den feinkörnigen Bereichen eine vergleichbare Korngröße beider Proben. So hat die Probe LS eine mittlere Korngröße von $G = 14,3$, während die zusätzlich in Wasser abgekühlte Probe LSA geringfügig

kleinere Körner mit einem mittleren G-Wert von $G = 14,8$ aufweist. Auch die Korngrößen-Häufigkeitsverteilung, welche in Bild 93 dargestellt ist, zeigt keine signifikanten Unterschiede. Die mittlere Korngröße der konventionell verpressten AZ11-Legierung (KS) liegt dagegen bei $G = 8,6$ mit einer deutlich homogenerer Korngrößenverteilung.

Die Betrachtung der Anisotropie ergibt zwar eine wesentlich geringere Differenz zwischen der Dehn- und der Stauchgrenze bei dem Profil LSA, doch bleibt sie deutlich sichtbar (Bild 91). Die Differenz beträgt bei dem Profil KS 102 MPa, wobei sie durch die geänderten Pressparameter auf 75 MPa sinkt.

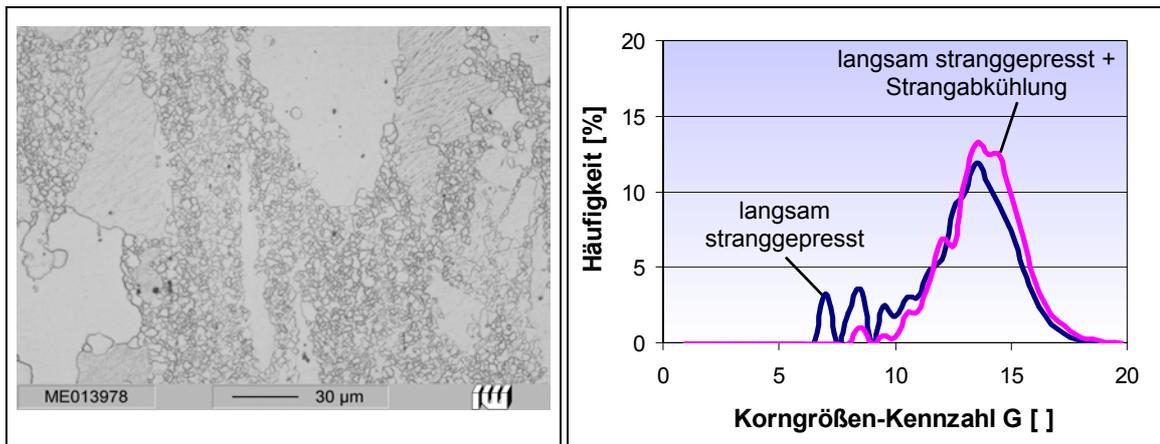


Bild 92: Schlichtbild der Probe: langsam stranggepresst, LS (bimodale Gefügestruktur)

Bild 93: Korngrößenhäufigkeitsverteilung der stranggepressten Proben

Zur Abschätzung des Einflusses der Pressgeschwindigkeit und der Strangkühlung auf die Gefügeorientierung wurden Texturmessungen an allen drei Proben durchgeführt. Alle Zustände besaßen eine sehr stark ausgeprägte Textur, welche mit den ermittelten Polfiguren der AZ31-Legierung aus Bild 44 vergleichbar waren. Sie wiesen dabei aufgrund des verpressten Rundprofils eine deutlichere Rotationssymmetrie auf. Auch die Maximalwerte bewegten sich auf einem vergleichbaren Niveau, so dass kein Einfluss der Strangpressgeschwindigkeit und des Abschreckens auf die Texturierung nachgewiesen werden konnte.

Zur weiteren Charakterisierung des Gefüges wurden TEM-Untersuchungen durchgeführt. Diese sollten Aufschluss über die möglichen Ursachen der Festigkeitssteigerung geben.

Die Untersuchungen ergaben keine signifikanten Auffälligkeiten der Proben untereinander. Bild 94 zeigt links ein kleines Korn der Probe KS. Deutlich sind die parallelen Zwillingslinien zu erkennen. Bei stärkerer Vergrößerung sind sehr kleine Ausscheidungen mit homogener Verteilung und vergleichbarer Größe zu erkennen (Bild 94 rechts).

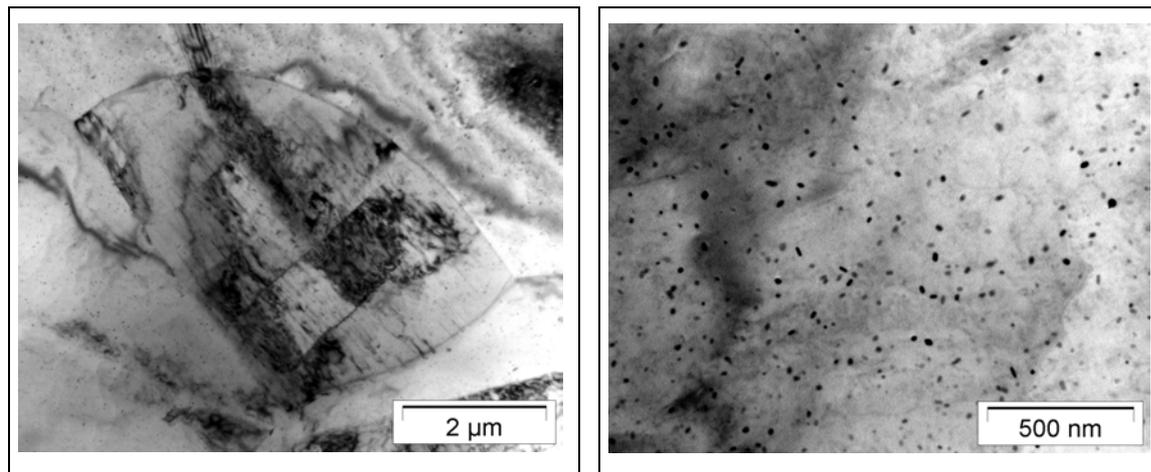


Bild 94: TEM-Aufnahmen der Probe: konventionell stranggepresst (KS) bei unterschiedlichen Vergrößerungen

Die Aufnahmen der Probe LSA (Bild 95) weisen dagegen zusätzlich deutliche Versetzungslinien an den Ausscheidungen auf. Es ist davon auszugehen, dass die sehr feinen, gleichmäßig verteilten Ausscheidungen in Kombination mit den gewählten Strangpressparametern für die Festigkeitssteigerung des Werkstoffs verantwortlich sind. Aus diesem Grund wurden die Proben zu einer genaueren Untersuchung mittels eines hochauflösenden TEMs weitergehend untersucht. Bei dem eingesetzten

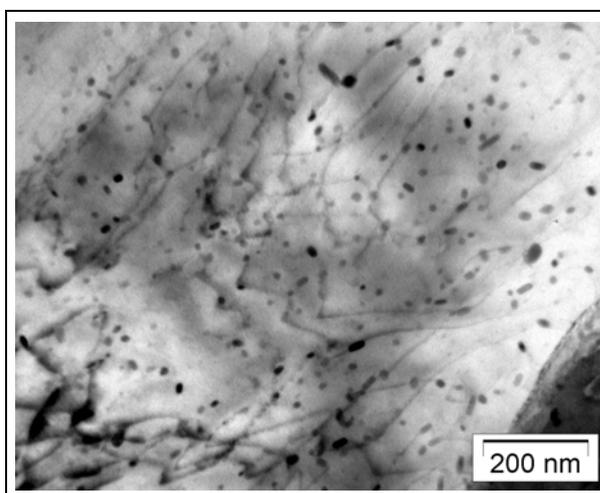


Bild 95: Versetzungsaufstau an den Ausscheidungen der Probe langsam stranggepresst + Strangabkühlung (LSA)

Mikroskop ist es zudem möglich, EDX-Analysen an derart kleinen Ausscheidungen durchzuführen, um somit eine Abschätzung der chemischen Zusammensetzung zu bekommen. In Bild 96 ist links der Verlauf des durchgeführten Linescans sowie die Richtung abgebildet, rechts ist das Ergebnis der Messung dargestellt. Im Bereich der Ausscheidungen nimmt erwartungsgemäß der Anteil an Magnesium deutlich ab. Dafür ist ein sprunghafter Anstieg des Aluminium- und Mangananteils zu erkennen. Neben dem in Bild 96 rechts dargestellten Elementen konnte ebenfalls Zink, Kupfer und Silizium nachgewiesen werden, wobei scheinbar kein Einfluss der Ausscheidungen auf die qualitative Elementverteilung zu erkennen war.

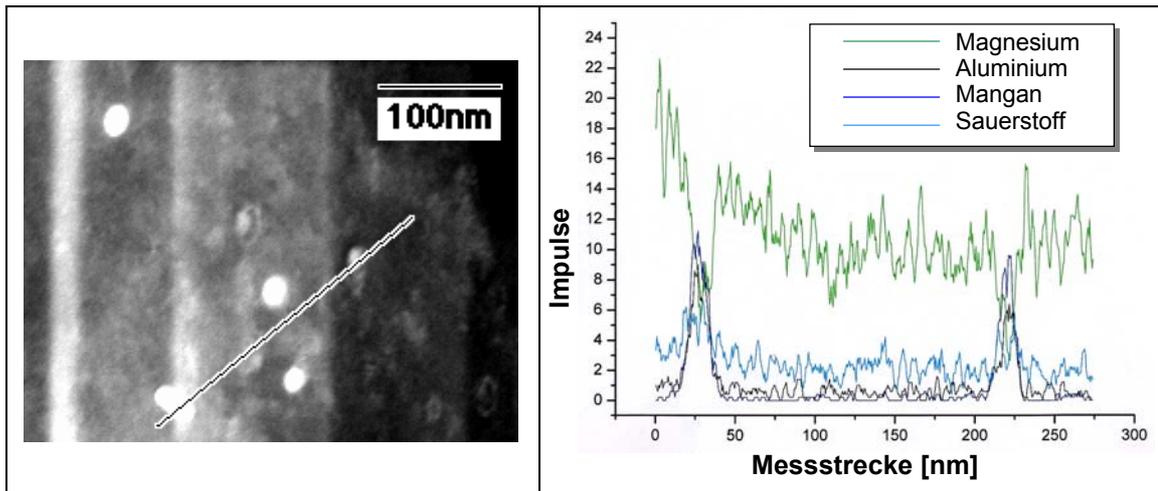


Bild 96: Darstellung des Verlaufs und Ergebnisse des Linescans

Bild 97 zeigt eine einzelne Ausscheidung. Die gerasterte Abbildung der Ausscheidung und der Matrix ergibt sich durch die Gitterebenen. Aufgrund der Ergebnisse aus den Linescans deuten diese Ausscheidungen auf eine Al-Mn-Ausscheidung hin.

Zur genaueren Analyse der Ausscheidungsstruktur wurden die vorhandenen hochauflösenden Aufnahmen der Ausscheidungen weiterführend ausgewertet. Hierzu wurden die Netzebenenabstände in den Aufnahmen ausgemessen und berechnet. Diese Untersuchungen in Kombination mit einem PDF-Datenbankabgleich (Powder-Diffraction-File) ergaben, dass es sich hierbei um eine Aluminium - Mangan - Silizium - Ausscheidung der Art $\text{Al}_3\text{Mn}_4\text{Si}_5$ handelt. Diese Verbindung besitzt eine hexagonale Struktur mit einem Achsenverhältnis von $c/a = 1,43$ (a -Achse = $4,47\text{\AA}$, c -Achse = $6,42\text{\AA}$).

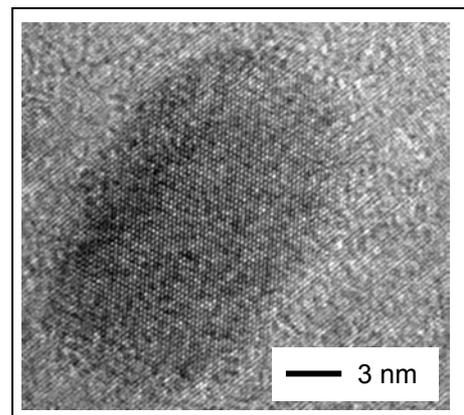


Bild 97: Hochauflösende Aufnahme einer einzelnen $\text{Al}_3\text{Mn}_4\text{Si}_5$ - Ausscheidung (TEM)

Die fein verteilten Ausscheidungen liegen durch die thermomechanische Behandlung in einem teilkohärenten Zustand im Gefüge vor. Hierdurch ist, vergleichbar mit Aluminiumwerkstoffen, die signifikante Festigkeitssteigerung zu begründen, wie sie auch bei der in diesen Versuchen verwendeten AZ11-Legierung gemessen werden konnte (Bild 91). Es zeigt sich dabei, dass lediglich ein sehr kleines Prozessfenster der thermomechanischen Behandlung zur Verfügung steht, da bereits bei geringfügig höheren Strangpressgeschwindigkeiten diese Festigkeitssteigerung nicht mehr erreicht werden konnte. Weiterführende Untersuchungen dieser Phase und die Zusammenhänge

bei der thermomechanischen Behandlung lassen für die Zukunft eine bedeutende Erweiterung der technologischen Eigenschaften von Magnesiumwerkstoffen und damit eine Steigerung der Einsatzgrenzen erwarten.

6.2 Einfluss verschiedener Prozessparameter beim ECAE/ ECAP

Das ECAE-Verfahren ist vergleichbar mit dem konventionellen Strangpressen, auch wenn keine direkte Querschnittsänderung damit verbunden ist. So gelten in Bezug auf die verschiedenen Verfahrensparameter vergleichbare Zusammenhänge, wobei eine völlig andere Zielsetzung gegenüber dem Strangpressen vorliegt. Während beim Strangpressen ein Profil mit definierten Geometrien erzeugt werden soll, dient das ECAE-Verfahren bis jetzt rein wissenschaftlichen Zwecken zur Erzeugung definierter Gefügestände. Das Verfahren wird hier dazu eingesetzt, Presshalbzeuge mit definierter Gefügemorphologie in ausreichender Menge und entsprechenden Abmessungen bereit zu stellen.

Untersuchungen an Kupfer [Mug00], Nickel [Thi00], Titan, Stahl und Aluminium [Val00b] zeigen eine deutliche Eigenschaftsbeeinflussung durch das ECAE-Verfahren. Danach stellen die ultrafeinkörnigen Materialien eine neue Gruppe von Werkstoffen dar, die sich durch hohe Festigkeiten, gute Dämpfungseigenschaften, superplastisches Verhalten bei niedrigeren Temperaturen und beispielsweise gute magnetische Eigenschaften auszeichnen [Val93]. Ursache hierfür ist neben dem ultrafeinkörnigen Gefüge (bis 20 nm) vor allem die Ausbildung der Korngrenzen und der dort befindlichen Versetzungs- sowie Ausscheidungsstrukturen [Hor00, Ked00]. Korngrenzen führen zu großen Eigenspannungen und Gitterstörungen, so dass die Hall-Petch-Beziehung nicht uneingeschränkt auf derartige Materialien angewandt werden kann [Val00a]. Insbesondere für sehr feinkörnige Werkstoffe gilt nach neueren Untersuchungen der Gültigkeitsbereich der Hall-Petch-Beziehung nur bis zu einer bestimmten materialabhängigen Korngröße. Ab dieser Größe tritt ein so genannter umgekehrter oder negativer Hall-Petch-Effekt auf, wie Conrad [Con03] anhand der Gefügehärte belegt.

6.2.1 Verfahrensrouten

Die Bewertungen der unterschiedlichen Verfahrensrouten beim ECAE-Verfahren (Bild 98) beschränken sich vorrangig auf die Beurteilung der Umsetzbarkeit. In einer Versuchsserie wurden Magnesiumhalbzeuge viermalig mit der gleichen Verfahrensrouten verpresst. Anschließend konnten anhand visueller Betrachtungen erste Rückschlüsse auf die Effektivität gezogen werden. Zudem wurden die umformphysikalischen Vorgänge der jeweiligen Verfahrensrouten mit in die Bewertung einbezogen.

Route A zeichnet sich dadurch aus, dass der Block nicht gedreht, sondern immer wieder in der gleichen Richtung geschert wird (Bild 98). Diese Route widerspricht dem Ansatz, ein möglichst homogenes und auch texturfrees bzw. weitestgehend regellos orientiertes Gefüge einzustellen. Dieses ist zwar beim ECAE-Verfahren in keinem Fall

möglich, doch wird durch die Route A eine besonders ausgeprägt gerichtete Textur eingestellt. Pressungen nach dieser Route haben nach drei Pressungen zusätzlich erhebliche Risse auf der Oberseite der Proben gezeigt, die zum Ausschuss führten (Bild 99 links).

Ein ähnlich negatives Phänomen liegt auch bei Verpressungen nach der Verfahrensroutenroute B_A vor. Hier ist gegenüber Verfahrensroutenroute A nur eine der Kanten betroffen, welche immer im Innenradius liegt (Bild 98). Die Scherbeanspruchung ist hier lokal so hoch, dass es zum Versagen kommt. Bild 99 zeigt rechts eine solche Probe, die vier Mal nach der Verfahrensroutenroute B_A verpresst wurde. Deutlich ist die einseitige Rissbildung zu erkennen. Die Route B_A widerspricht zudem wieder dem Ziel, ein möglichst homogenes und auch texturarmes Gefüge einzustellen, da die Umformung nicht umgekehrt wird und somit eine stark geordnete Orientierung entsteht.

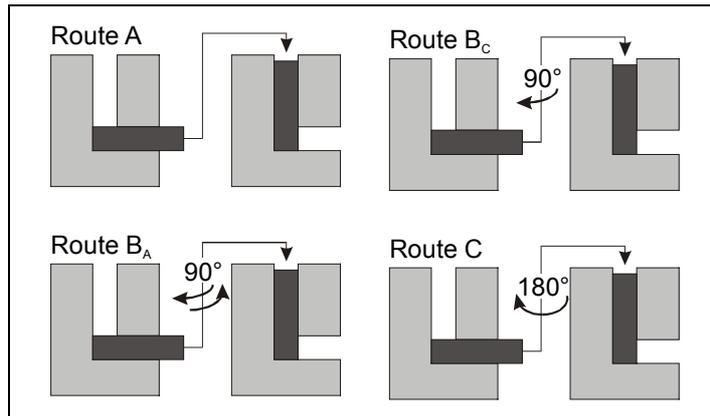


Bild 98: Darstellung der verschiedenen Verpressungsrouten des ECAE-Verfahrens



Bild 99: Rissbildung auf der Probenoberfläche nach Verfahrensroutenroute A (links) und B_A (rechts)

Nach jeder Pressung ist auf der Oberseite der Proben, der Innenseite der Winkelpressung, eine raue bzw. schuppige Oberfläche zu erkennen, die durch die

starke Scherverformung hervorgerufen wird. Bei der Verfahrensrouten C ergibt sich somit zwangsläufig, dass diese Oberflächenfehler bei der zweiten Pressung im Außenradius liegen, wodurch ein Ausheilen dieser Fehler behindert wird. Dieser Nachteil verstärkt sich spätestens nach der dritten Pressung anhand von ebenfalls starken Rissen auf der oberliegenden Probenseite. Proben, die daher nach der Verfahrensrouten C verpresst wurden, führten spätestens nach der dritten Pressung zum Ausschuss.

Die Route B_C vermeidet weitestgehend die Nachteile der anderen Verfahrensrouten. So wird die Probe nach jeder Pressung um 90° um die Längsachse gedreht, bevor sie erneut umgeformt wird (Bild 98). Hierdurch wird eine einseitige Scherverformung vermieden, was sich positiv auf die Rissneigung der Proben auswirkt.

Neben der technischen Umsetzbarkeit der verschiedenen Verfahrensrouten ist in Bezug auf die Texturierung die Route C noch von Bedeutung, da sie eine zur vorhergehenden Scherverformung senkrechtstehende Umformung bewirkt (Bild 98). Aufgrund dieser Tatsache wurde sie als Verpressungsrouten mit in die Betrachtungen einbezogen.

In einer Versuchsreihe wurden Pressungen nach der Verfahrensrouten B_C und C wie in Tabelle 6 dargestellt durchgeführt. Ziel war die Abschätzung des Einflusses der Verfahrensrouten

Tabelle 6: Versuchsplan zur gefügetechnischen Betrachtung der Auswirkung von Verpressungsrouten B_C und C

Temperatur	Route B_C und C
310°C	2x und 4x
330°C	2x und 4x

route auf die Gefügemorphologie. Die Routen B_A und A wurden hingegen aufgrund der Art der vorliegenden Scherbelastungen und des damit verbundenen Einflusses auf das Gefüge sowie der auftretenden Risse nicht weiter untersucht.

Bild 100 zeigt die gemittelten Korngrößen-Kennzahlen G des sich einstellenden Gefüges der AZ31-Legierung nach zwei und vier Durchläufen in Abhängigkeit von der Prozesstemperatur und der Route. Es ist zu erkennen, dass bei dieser Versuchsserie beide Routen bereits nach der zweiten Verpressung einen signifikanten Einfluss mit einem Wert von $G \approx 12$ auf die Korngröße besitzen. Nach vier Durchläufen ist eine weitere Kornfeinung bis zu einem Wert $G \approx 13$ zu beobachten. Wenn die Prozesstemperatur nicht angepasst wird, konvergiert demnach die Korngröße gegen einen gemeinsamen Wert, wobei das Maß unabhängig davon ist, ob die Verfahrensrouten B_C oder C Anwendung findet. Darüber hin-

aus ist zu erkennen, dass bereits nach zwei Durchläufen keine weitere, deutliche Kornfeinung mehr erzielt werden kann.

Diese Ergebnisse zeigen, dass zur Herstellung eines feinkörnigen Gefüges die Verfahrensrouten B_C und C qualifiziert sind.

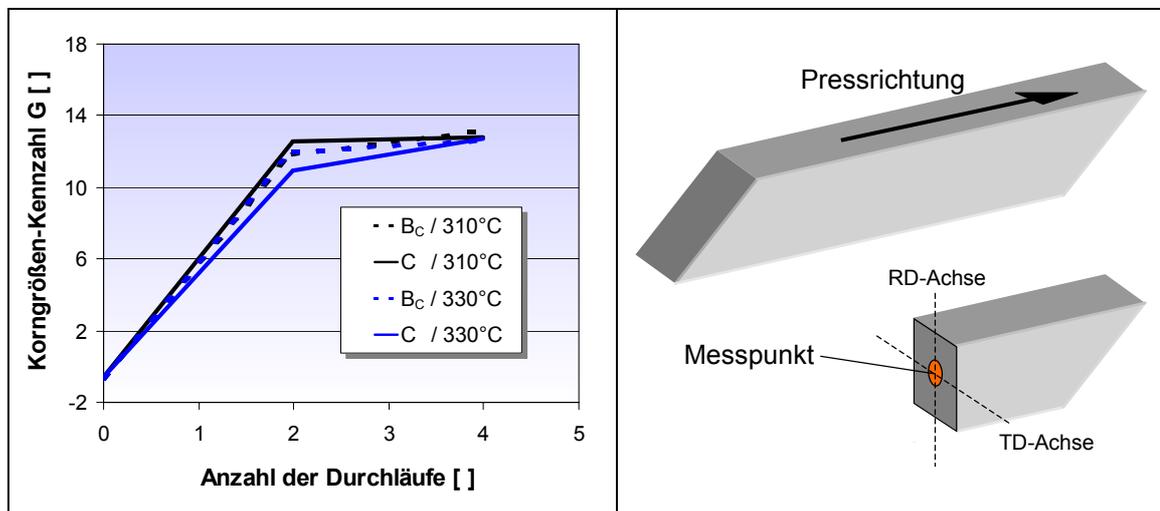


Bild 100: Korngrößen-Kennzahl einer AZ31-Legierung in Abhängigkeit von der Anzahl der Durchläufe

Bild 101: Messpunkt für die Texturuntersuchungen an den mittels ECAE-Verfahren umgeformten Proben

Um den Einfluss des ECAE-Verfahrens sowie der Anzahl der Verpressungen auf die Gefügeorientierung zu charakterisieren, wurden verschiedene Texturuntersuchungen durchgeführt. Bild 101 zeigt die Lage des Messpunktes sowie die Ausrichtung der Probe bei den durchgeführten Texturuntersuchungen.

In Bild 102 sind die Ergebnisse der Texturmessungen anhand der Polfiguren dargestellt. Ermittelt wurden Polfiguren der $\{0001\}$ -, $\{10-10\}$ - und $\{11-12\}$ -Ebenen. Alle Polfiguren der Basisebene zeigen eine deutlich ausgeprägte Orientierung der Gitterstruktur mit hohen Maximalwerten von bis zu 16 mrd. So orientieren sich die $\{0001\}$ -Ebenen parallel zur Scherbeanspruchung. Auch die Polfiguren der anderen Ebenen weisen vergleichbare Orientierungen auf. Die Drehung der Probe um 90° vor jeder Pressung beeinflusst scheinbar nicht die Ausrichtung des Gefüges. Sogar eine Drehung um 180° nach der 8ten Pressung hat keinen positiven Einfluss auf die Textur, wie die Polfiguren deutlich zeigen.

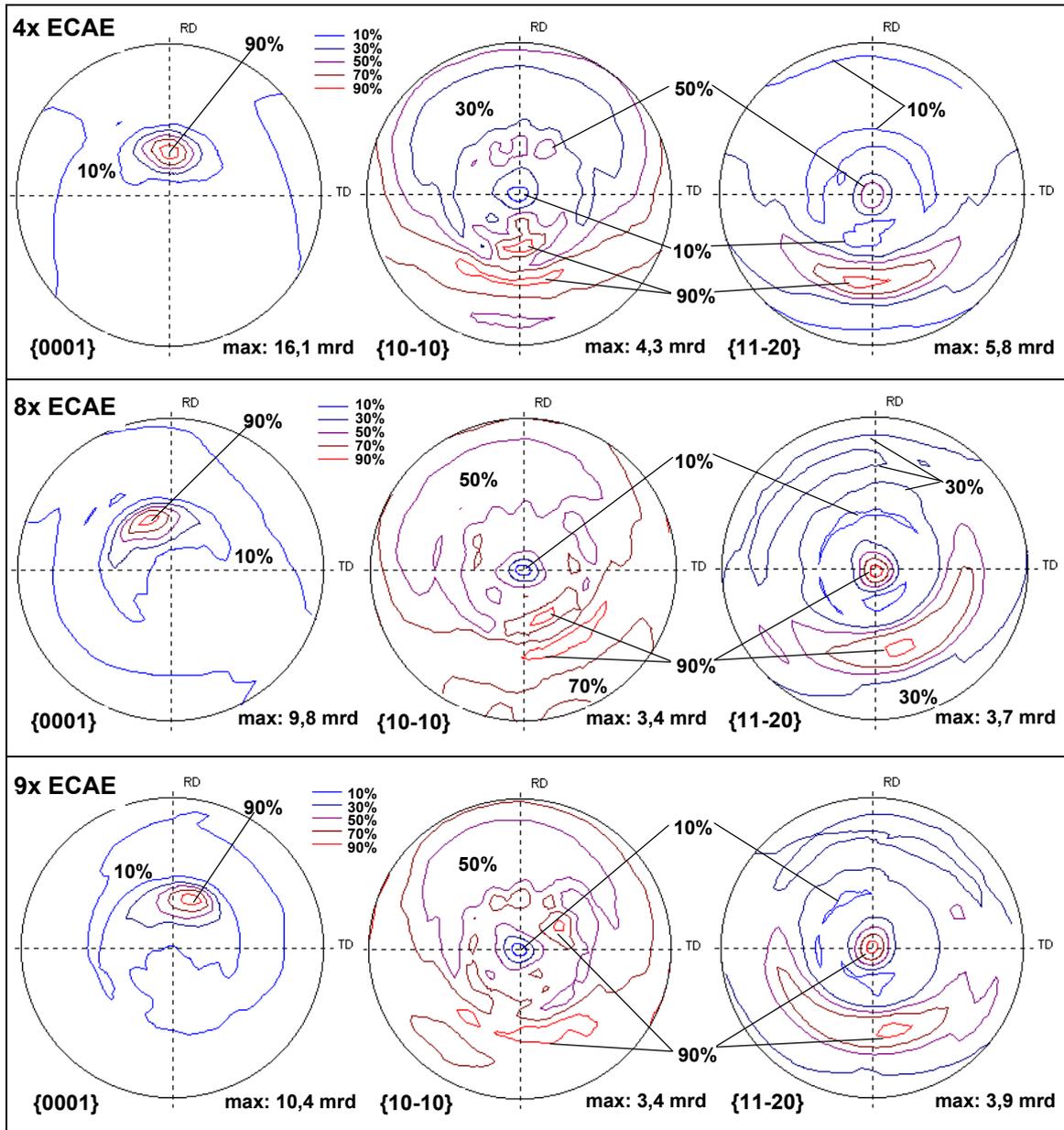


Bild 102: Polfiguren verschiedener ECAE-verpresster Proben nach 4x und 8x Durchpressen mittels Route B_C sowie nach 8 Durchläufen mittels Route B_C plus 1x nach Route C (9x ECAE)

6.2.2 Prozesstemperatur

Aufgrund der Tatsache, dass eine möglichst feinkörnige Struktur des Gefüges mit Hilfe des ECAE-Verfahrens eingestellt werden soll, ist es unabdingbar, eine möglichst geringe Temperatur zu wählen. Dieses führt dazu, dass eine unmittelbar nach der Rekristallisation beim Verpressen stattfindende Grobkornbildung unterdrückt wird. Vom konventionellen Strangpressen ist bekannt, dass in der

Umformzone dynamische Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge stattfinden (Abschnitt 2.1.4). Dabei unterscheidet man je nach Art der Triebkraft vor allem zwischen:

- Primärer Rekristallisation und
- Kornvergrößerung bzw. sekundärer Rekristallisation.

Die Sekundärrekristallisation muss durch eine minimal gewählte Prozesstemperatur ausgeschlossen werden. Zu niedrige Temperaturen führen aber zu einer starken Versprödung des Gefüges, was sich an Rissbildungen auf der Werkstoffoberfläche zeigt. Weiterhin lässt sich ein stark versprödeter Werkstoff nicht beliebig oft mittels des ECAE-Verfahrens verpressen, um auf diese Weise die Homogenität und Feinkörnigkeit des Gefüges zu steigern. Somit ist die Wahl einer angepassten Prozesstemperatur von entscheidender Bedeutung. Versuche zur Bestimmung der optimalen Prozesstemperatur bewegten sich daher im unteren Temperaturfenster, welches nach unten durch auftretende Risse an der Probenoberfläche begrenzt wurde.

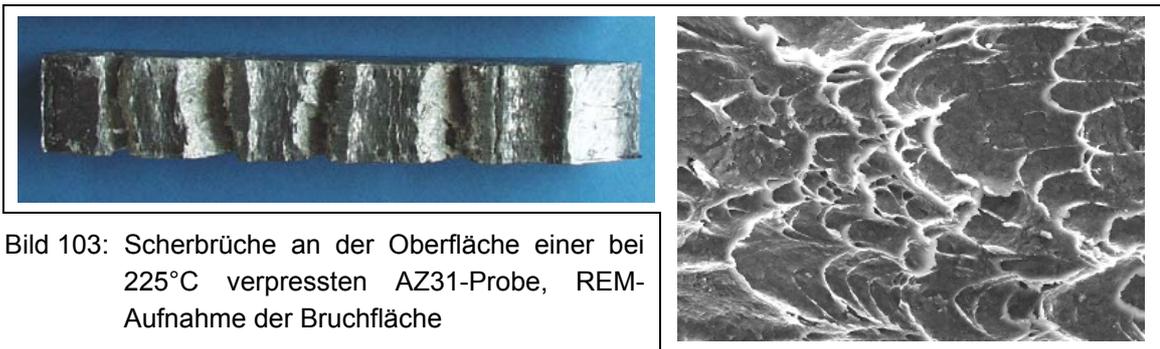


Bild 103: Scherbrüche an der Oberfläche einer bei 225°C verpressten AZ31-Probe, REM-Aufnahme der Bruchfläche

Bild 103 zeigt eine AZ31-Probe, die bei 225°C einmalig verpresst wurde mit der dazugehörigen REM-Aufnahme einer der Bruch- bzw. Rissflächen. Deutlich ist die stark aufgerissene Probe zu erkennen. Die REM-Aufnahme der Bruchflächen zeigt dabei das typische Muster eines duktilen Scherbruches.

Die Ermittlung der optimalen Temperatur erschwert sich dadurch, dass in der Umformzone eine von verschiedenen Faktoren abhängige lokale Erwärmung durch die Umwandlung der Verformungsenergie in Wärme stattfindet, die vom Werkzeug nicht in vollem Maße abgeführt werden kann. Zu den abhängigen Faktoren gehören u.a. die Werkzeuggeometrie, die Schmierstoffart und -menge sowie die Umformgeschwindigkeit. Die Pressgeschwindigkeiten wurden hierbei sehr niedrig gewählt, um dem Werkstoff die Möglichkeit zu geben, die erzeugte Umformwärme an das Werkzeug abzuführen.

Zur Abschätzung des Temperatureinflusses wurden bei sonst konstanten Parametern Proben bei verschiedenen Temperaturen einmalig verpresst. Zur Bewertung des Prozesses wurden sowohl die Presskräfte als auch die Oberflächencharakteristik bewertet.

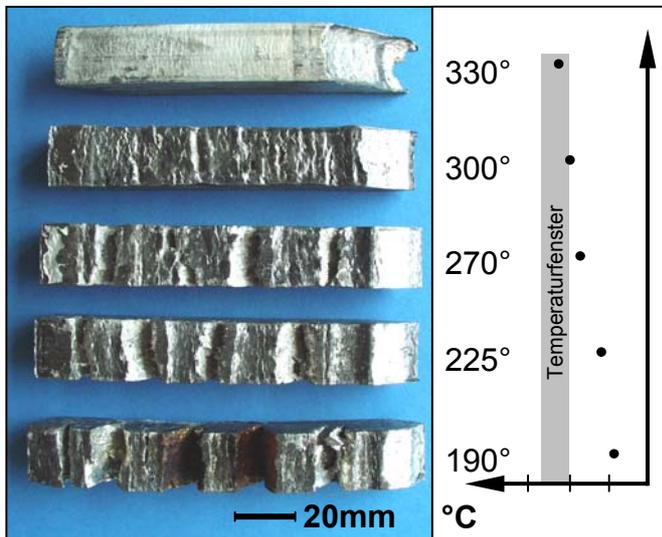


Bild 104: Oberflächenbeschaffenheit einer einmalig verpressten AZ31-Legierung in Abhängigkeit von der Verpressungstemperatur

In Bild 104 ist deutlich die Abhängigkeit von der Temperatur, bei sonst konstanten Parametern, auf die Oberflächenbeschaffenheit bei der AZ31-Legierung zu erkennen. Erst ab einer Temperatur $T > 300^{\circ}\text{C}$ konnten zufriedenstellende Oberflächenqualitäten erreicht werden. Eine Steigerung der Temperatur auf $T > 340^{\circ}\text{C}$ bringt keine sichtbare Verbesserung mit sich. Ab einer kritischen Temperatur besteht zudem die Gefahr von Heißrissen auf der Strangoberfläche. Somit ergibt

sich für AZ31-Legierungen ein Temperaturfenster von $\sim 310^{\circ}\text{C}$ - 340°C . Für die ZM21-Legierung wurde ein geringfügig niedrigeres Temperaturfenster ermittelt.

Da bei einer Prozesstemperatur zwischen 310°C - 340°C keine entscheidende Kornfeinung erreicht werden kann (Bild 100), muss die Temperatur weiter gesenkt und dabei sichergestellt werden, dass keine Scherbrüche entstehen. Dies kann durch einen kontrollierten Gegendruck erreicht werden. Bei der verwendeten Anlagentechnik konnte dieser indirekt über das verwendete Schmiermittel eingestellt werden. Durch die kontrollierte Einstellung einer angepassten Wandreibung wird somit der Materialfluss gebremst, wodurch einem Gegendruck vergleichbare Zustände in der Umformzone vorliegen. Der grundlegende Mechanismus beruht auf dem direkten Verschweißen und somit dem Ausheilen von Rissen. Weiterhin wird durch den Gegendruck sichergestellt, dass keine Hohlräume entstehen, die beim ECAE-Verfahren Voraussetzung für die Entstehung von Rissen sind.

6.2.3 Schmierstoff

Ein Senken der Prozesstemperatur auf ein korngrößenabhängiges Minimum beim ECAE-Prozess war notwendig, um die Sekundärrekristallisation und hier

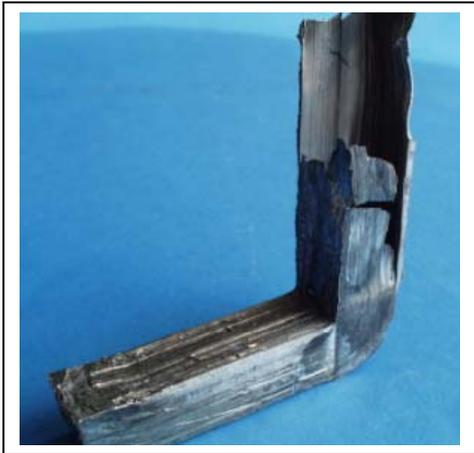


Bild 105: Entstandene Pressschale beim Pressen ohne bzw. mit sehr wenig Schmierung

durch das Kornwachstum weitestgehend zu unterdrücken. Aus diesem Grund wurde der Prozessparameter Schmierstoff in die Betrachtungen mit aufgenommen. Diese Versuche zeigten signifikante Auswirkungen auf die Probenoberfläche. Stichversuche bei 250°C ergaben zudem bereits nach dem ersten Durchlauf eine deutlich niedrigere Korngrößenverteilung.

In einer Versuchsserie wurde der Einfluss der Schmierstoffmenge und auch der Prozess-temperatur untersucht. Bei dem eingesetzten Schmiermittel handelte es sich um Graphit mit Öl als Trägermedium.

Beim Pressen ohne Schmiermittel entsteht eine sehr starke Wandreibung zwischen Werkstoffblock und Werkzeugwand, die zu Anhaftungen des Werkstoffes führt. Hierdurch kommt es zur Ausbildung einer dünnen Folie (Pressschale, Bild 105) zwischen Werkzeug und Pressstempel, was wiederum zu unerwünscht hohen Presskräften führt. Messungen der Presskraft ergaben, dass ohne Schmierstoff über viermal größere Presskräfte gegenüber Pressungen mit Schmierstoff (Bild 106) notwendig sind. Zusätzlich sind die entstehenden Anhaftungen am Pressstempel und im Werkzeug nach jeder Pressung sehr aufwendig zu entfernen. Andererseits weisen Proben, welche ohne Schmiermittel verpresst werden, eine ausgesprochen gute Oberflächenqualität auf und zeigen keine Risse wie bei Vergleichspressungen mit Schmiermittel. Selbst ein Stichversuch bei 250°C zeigte nur im vorderen Bereich einen deutlichen Riss, während der Rest der Probe eine hinreichend gute Oberfläche aufweist (Bild 107).

Betrachtet man die Seitenansichten der Proben in Bild 107, so zeigt sich eine auffällig voneinander abweichende Kontur. Die Probe, welche mit viel Schmierstoff verpresst wurde,

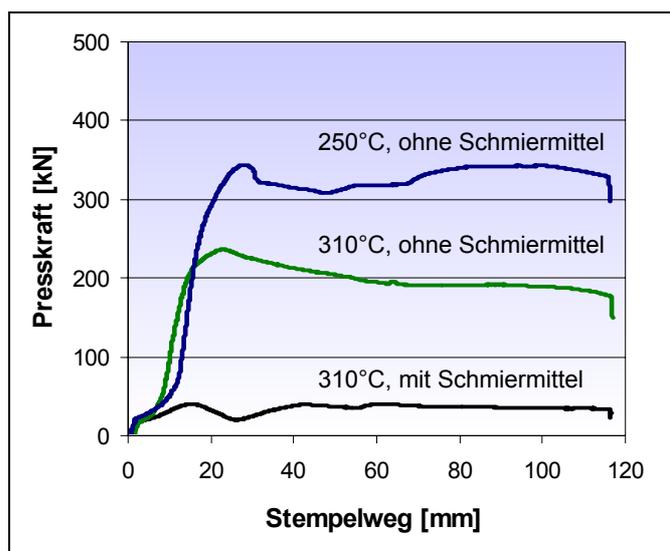


Bild 106: Presskraftverlauf einer AZ31-Legierung in Abhängigkeit von der Verpressungstemperatur und der Verwendung von Schmiermittel

besitzt eine andere Form als die beiden anderen. Im vorderen Bereich ist sie stumpf und auch die Probenhöhe ist nicht über die gesamte Probenlänge konstant. Die Vergleichsprobe, welche ohne Schmiermittel verpresst wurde, besitzt im vorderen und hinteren Bereich eine Schräge von etwa 45° sowie eine konstante Höhe. Es wird deutlich, dass die Scherbeanspruchung über die Probenlänge gleichmäßig stattgefunden hat. Voraussetzung hierfür ist, dass „Block auf Block“ gepresst wird. Unabhängig von der eingestellten Temperatur und dem Schmierstoff bildet die erste Probe beim Pressen immer eine stumpfe Vorderseite aus. Erst beim „Block auf Block“ Pressen kann eine vollständige Scherung des gesamten Blockes realisiert werden.

Die Tatsache, dass durch das Verpressen ohne Schmiermittel die Rissneigung erheblich gesenkt wird, beruht auf zwei Ursachen:

- Durch die wesentlich höhere Wandreibung und die damit verbundene höhere Presskraft erwärmt sich der Block während des Umformprozesses stärker. Hierdurch liegt zwangsläufig eine erhöhte Temperatur in der Umformzone vor, wodurch der Werkstoff ein erheblich größeres plastisches Umformvermögen aufweist und daher nicht so schnell versagt.
- Die entstehenden Risse auf der Werkstückoberfläche setzen voraus, dass Hohlräume im Bereich des Werkzeuges unmittelbar hinter der Umformzone entstehen können. Bei entsprechendem „Gegendruck“ aufgrund der erhöhten Wandreibung ist dies nicht mehr möglich.

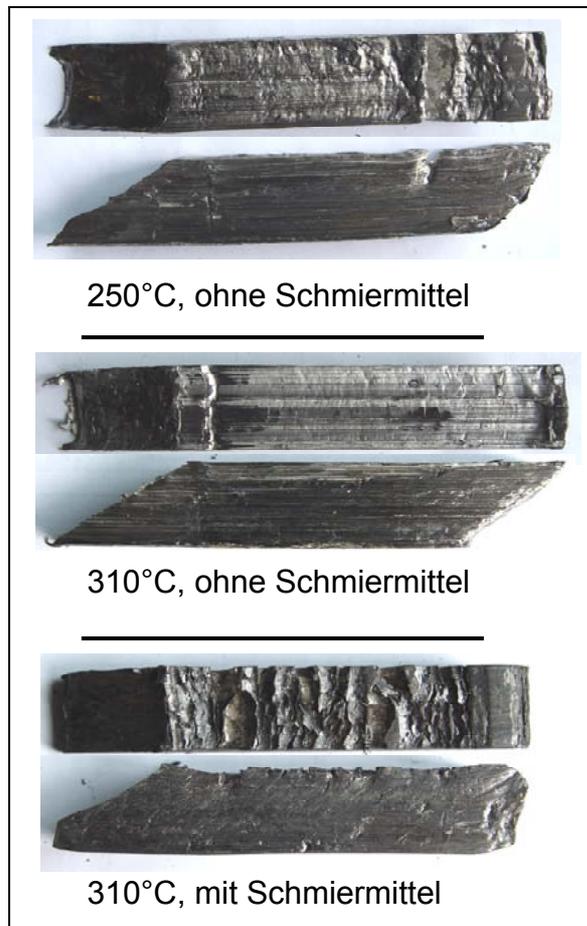


Bild 107: Oberflächenqualität einer AZ31-Legierung in Abhängigkeit von der Verpressungstemperatur und der verwendeten Schmierstoffmenge

Zur Charakterisierung des Einflusses des Schmiermittels wurden hierzu Visioplastizitätsuntersuchungen durchgeführt. Als Probenabmessungen wurde entsprechend des Werkzeuges 30 x 30 x 100 mm gewählt. Als Halbzeug wurde

Plastilin gewählt, wobei schwarze und weiße Würfel mit den Abmessungen 10 x 10 mm im Schachbrettmuster dreidimensional zusammengesetzt wurden, so dass sich ein Halbzeug mit den entsprechenden Außenabmessungen ergab (Bild 108). Der Innenradius des Presskanalwinkels betrug 5 mm, der Außenradius 30 mm.

Der Versuch wurde so durchgeführt, dass zuerst eine einfarbige Plastilinprobe verpresst wurde und im Anschluss die präparierte Probe mit dem 3D-Schachbrettmuster verpresst wurde. Abschließend wurde wieder mit Hilfe eines einfarbigen Plastilinblocks die zu untersuchende Probe aus dem Werkzeug herausgepresst. Somit konnte das „Block auf Block“ Pressen nachgestellt werden. Dieser Versuchsablauf wurde sowohl mit Schmierung (Vaseline) als auch ohne Schmierung durchgeführt.

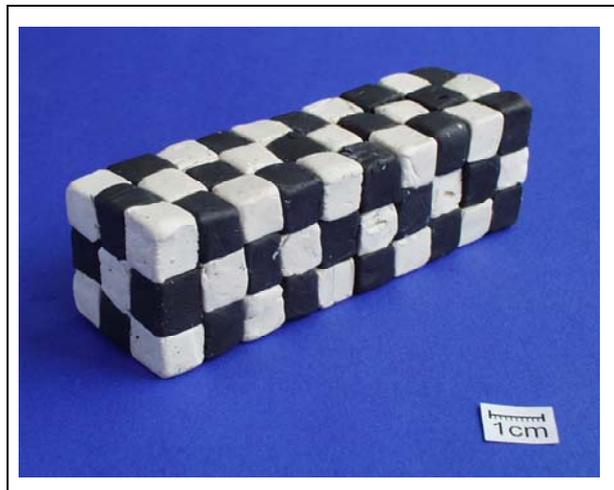


Bild 108: Plastilinprobe als Ausgangsmaterial für die Visioplastizitätsuntersuchungen



Bild 109: Plastilin mit Schmiermittel verpresst, Pressrichtung nach links



Bild 110: Plastilin ohne Schmiermittel verpresst, Pressrichtung nach links

Bild 109 zeigt die Plastilinprobe nach dem Verpressen mit Vaseline als Schmiermittel. Die Probe besitzt keine ausgeprägten Außenkanten, da das Werkzeug aufgrund des geringen Pressdruckes nicht ausgefüllt wurde. In der Seitenansicht ist deutlich die Verzerrung der Plastilinwürfel unter etwa 45° zu erkennen. Sowohl im oberen, als auch im unteren Bereich ist die Verformung etwa gleich intensiv ausgeprägt, wobei im oberen Bereich ein leichter „S-Schlag“ zu erkennen ist. Dieses zeigt sich unabhängig von der Werkzeuggeometrie bei den Schnittproben (Abschnitt 6.2.4) oben und unten. In der Draufsicht ist hingegen keine nennenswerte Verformung zu erkennen (Bild 109). Beim Verpressen

ohne Schmiermittel (Bild 110) ist im Gegensatz dazu deutlich der Einfluss der Wandreibung zu beobachten. Die Unteransicht weist zu den Seiten hin eine drastische Verformungszunahme auf, die ca. 10 mm beträgt. Lediglich der mittlere Bereich mit 10 mm Breite ist nicht verzerrt. In der Seitenansicht scheint die Scherverformung von oben nach unten stetig zugenommen zu haben, so dass ein sichelförmiges Muster entstanden ist. Die Außenkanten der Plastilinprobe sind deutlich ausgeprägt, was auf ein vollständig gefülltes Werkzeug beim Pressen hindeutet.

Diese Ergebnisse zeigen die Relevanz der Plastilinversuche zur Visualisierung der Umformvorgänge. So konnte deutlich der Einfluss des Schmiermittels und damit der Einfluss der Wandreibung auf die Umformung dargestellt werden. Dies zeigt, dass eine Schmierung zur Einstellung eines homogenen Gefüges zwingend erforderlich ist, eine zu starke Schmierung jedoch zu Rissen führt. Aus technischer Sicht stehen zwei Vorgehensweisen zur Verfügung:

- Verwendung eines angepassten Schmiermittels und die damit möglichst reproduzierbare Einstellung der Schmierstoffmenge oder
- die kontrollierte Aufbringung eines Gegendruckes mit Hilfe eines zusätzlichen Hydraulikzylinders [Sto03].

Letztere setzt eine aufwendige Anlagen- und Steuerungstechnik voraus. Auch widerspricht es der Vorgehensweise „Block auf Block“ zu pressen, da ein Gegendruckzylinder eine Ansatzfläche benötigt. Aus diesem Grund wurde die erste Vorgehensweise gewählt.

Neu in die Gruppe der Schmierstoffe wurde unter anderem Molybdändisulfid (MoS_2) aufgenommen. MoS_2 besitzt bei vollem Luftzutritt Temperaturbeständigkeit im Bereich von -180° bis $+450^\circ\text{C}$. Bei nur teilweisem Luftzutritt wie z. B. an Schraubenverbindungen und sonstigen Bauelementen besitzt MoS_2 noch bei 620° eine ausreichende Schmierwirkung [Molyd]. Die Haupteinsatzgebiete MoS_2 -haltiger Schmiermittel sind dort gegeben, wo extreme Lagerdrücke auftreten, ferner wo sehr hohe oder niedrige Temperaturen herrschen, bei welchen übliche Schmiermittel versagen. Da beim ECAE-Verfahren Prozesstemperaturen unter 300°C eingestellt werden und die Umformgeschwindigkeit entsprechend gering gewählt ist, besteht hier eine ausreichende Temperaturbeständigkeit. Durch das Aufbringen dieses Schmierstoffs mittels Sprühdosen ist zudem ein gleichmäßiges und weitestgehend reproduzierbares Schmieren möglich. Umfangreiche Versuche bestätigten den Vorteil dieses Schmiermittels, weswegen es in allen weiteren Versuchen eingesetzt wurde.

6.2.4 Werkzeuggeometrie

Zur Untersuchung des Einflusses der Werkzeuggeometrie wurde das ECAE-Werkzeug bei der Konstruktion nicht mit festen Geometrien ausgestattet. So wurde eine Modulbauweise gewählt, bei der sowohl der Innenradius als auch der Außenradius variiert werden kann. Bild 31 zeigt das Werkzeug ohne Bodenplatte. Im Bereich des Presskanals sind zwei Laschen eingeschraubt, über die eine Variation der Radien möglich ist. Durch diese Modulation soll zum einen die Scherbeanspruchung optimiert werden, um somit wiederum eine homogene Verteilung des feinkörnigen Gefüges sicher zu stellen, zum anderen soll durch die Wahl eines angepassten Innenradius die Rissbildung auf der Probenoberseite weiter unterdrückt werden.

Zur Charakterisierung und Bewertung des Einflusses der Werkzeuggeometrie beim ECAE-Prozess wurden Visioplastizitätsuntersuchungen durchgeführt, bei denen der Außenradius R_a und der Innenradius R_i variiert wurden. Zusätzlich wurde dabei der Einfluss des Schmiermittels untersucht. Nach dem Durchpressen der Proben wurden diese mittels einer Wasserstrahlschneidanlage in Längsrichtung durchtrennt. Hierdurch konnte sicher gestellt werden, dass das Durchtrennen der Plastilinproben keine Verformung an der Schnittfläche hervorruft und somit das entstandene Fließbild verfälscht wird.

Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigt Bild 111. Alle Proben weisen einen deutlichen Einfluss der Wandreibung im äußeren Radius auf, wobei im inneren Bereich die Reibung nur eine untergeordnete Rolle spielt. Dies zeigt sich insbesondere bei den Proben $R_a = 10$ mm, ohne Schmierung. Während die Wandreibung durch den inneren Radius zwar zu erkennen ist, dominiert sie vor allem durch den äußeren Radius. Bzgl. der Scherintensität bewirkt hauptsächlich der größere Innenradius von $R_i = 5$ mm eine Steigerung. Mit dem Ziel, ein möglichst homogenes Gefüge einzustellen, ergibt sich die Anforderung, eine weitestgehend gleichmäßige, über den Querschnitt konstante Scherverformung zu realisieren. Unter diesem Gesichtspunkt zeichnet sich insbesondere die Probe aus, welche mit den Radien $R_a = 30$ mm, $R_i = 1$ mm und ohne Schmierstoff verpresst wurde. Entsprechend den Ergebnissen aus Abschnitt 6.2.3 sollte auf die Verwendung von Schmierstoff nicht vollständig verzichtet werden. Dies unterstreicht die Wahl dieser Geometrie, da das Schmiermittel die Randeffekte abschwächt und somit eine sehr homogene Verformung zu erwarten ist. Ergebnisse von Pressversuchen mit Magnesium führten bei diesen Geometrien erwartungsgemäß zu sehr homogenen Gefügemorphologien.

Schmierung		$R_i=1\text{ mm}$	$R_i=5\text{ mm}$
$R_a=30\text{ mm}$	mit		
	ohne		
$R_a=10\text{ mm}$	mit		
	ohne		

Bild 111: Visioplastizitätsuntersuchungen zum Einfluss der Werkzeuggeometrie und der Schmierung auf das Fließverhalten (Pressrichtung nach rechts)

6.2.5 Wärmebehandlung

Wärmebehandlungen stellen eine weitere Möglichkeit dar, das Pressverhalten und damit auch das sich einstellende Gefüge zu beeinflussen. Beim konventionellen Strangpressen wird in der Regel ein Lösungsglühen der gegossenen Presshalbzeuge durchgeführt, um spröde Ausscheidungen in Lösung zu bringen und um Seigerungserscheinungen des Gießprozesses zu vermindern. Hierdurch wird die Verpressbarkeit insbesondere höherlegierter Werkstoffe verbessert. Der Prozess des Lösungsglühens ist bei Magnesiumwerkstoffen oftmals mit einem Kornwachstum verbunden, was für den ECAE-Prozess unerwünscht ist.

Der ECAE-Prozess zeichnet sich dadurch aus, dass man einen Werkstoff beliebig oft umformen bzw. verpressen kann. Gefügetechnisch konvergiert die Korngröße mit der Anzahl der Pressdurchläufe in Abhängigkeit von der Werkzeuggeometrie (Abschnitt 6.2.4) und in Abhängigkeit von der Prozesstemperatur (Abschnitt 6.2.2) gegen einen bestimmten Wert. D. h., dass die Anzahl der Durchläufe zwar in direktem Zusammenhang mit der Homogenität des Gefüges steht, jedoch für die Korngröße selber nur von Bedeutung ist, wenn z.B. die Prozesstemperatur angepasst wird. Nach mehreren Pressungen und dem Prozess entsprechend niedrigen Temperaturen ergeben sich starke Eigenspannungen im Werkstoff, die wiederum zum Werkstoffversagen führen können. Somit ist es

notwendig, nach einigen Pressungen eine entsprechende Wärmebehandlung durchzuführen, die einen Versetzungsabbau bewirkt, ohne ein Kornwachstum hervorzurufen.

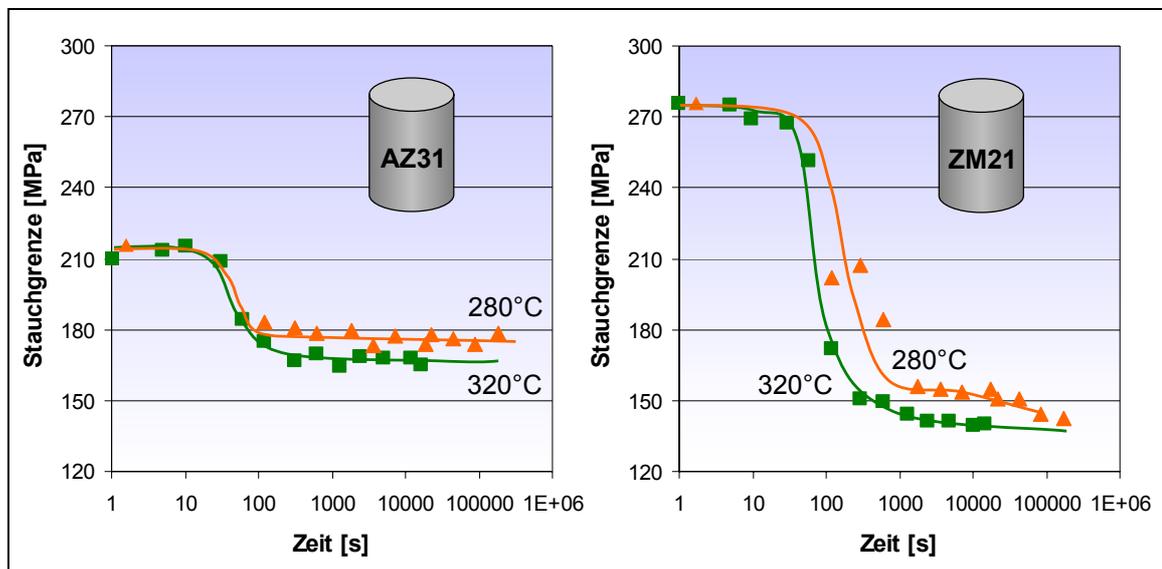


Bild 112: Stauchgrenze modifiziert stranggepresster Magnesiumwerkstoffe der Legierungen AZ31 und ZM21 in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungszeit und -temperatur

Bild 112 zeigt den signifikanten Einfluss der Wärmebehandlung auf die Stauchgrenze einer AZ31- und einer ZM21-Legierung. Aus dem Gusszustand wurden Halbzeuge bei niedrigen Temperaturen, sehr langsamen Pressgeschwindigkeiten und hohen Umformgraden stranggepresst. Hierdurch entstand ein Rundprofil mit einem sehr feinkörnigen Gefüge, welches einen mittleren Korndurchmesser von 2,5 µm aufwies. Anschließend wurden die gepressten Profile bei 320°C und 280°C wärmebehandelt und Druckversuche durchgeführt. Bereits nach einer Minute bzw. bei der AZ31-Legierung schon nach wenigen Sekunden ist ein deutlicher Einfluss auf die Stauchgrenze zu erkennen. Nach etwa 15 Minuten stellt sich bei beiden Werkstoffen ein quasi stationärer Zustand ein. Dabei weisen die Kurven in Abhängigkeit davon, ob mit 280°C oder mit 320°C wärmebehandelt worden ist, keine nennenswerte Abweichung auf.

Die Analyse der Korngröße durch die Wärmebehandlung ergab einen deutlichen Einfluss auf den

Tabelle 7: Korngrößenkennzahl nach der Wärmebehandlung bei 290°C

Wärmebehandlungszeit [min]	AZ31			
	0	15	60	180
Korngröße [G]	15,9	14,3	13,9	13,9

mittleren Korndurchmesser. In Tabelle 7 sind die Ergebnisse der Korngrößenkennwerte in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungszeit bei einer AZ31-Legierung aufgeführt. So wurde vor der Wärmebehandlung eine Ausgangskorn-

größe von $G = 15,9$ bestimmt. Nach bereits 15 Minuten steigen die Korngrößen auf einen G -Wert von 14,3, was noch einem mittleren Korndurchmesser von etwa $3 \mu\text{m}$ entspricht. Eine längere Wärmebehandlung wirkt sich hingegen kaum noch auf die Korngröße aus.

Untersuchungen von Lin und Huang zur Wärmebehandlung von stranggepressten Werkstücken ergaben, dass eine feinkörnige Gefügestruktur bei Temperaturen von unter 300°C über eine lange Zeit weitestgehend gehalten werden kann. Bei über 300°C beginnen die Körner aufgrund von Wachstumsvorgängen größer zu werden [Lin02]. Dies widerspricht den in den eigenen Versuchen ermittelten Ergebnissen. Ein sehr feinkörniges Gefüge zeigt bereits bei unter 300°C ein deutliches Kornwachstum, jedoch nur bis zum Erreichen einer gewissen Korngröße. Es ist davon auszugehen, dass mit dem Abbau aller Versetzungen auch das Kornwachstum unterbrochen wird, solange die Temperatur nicht weiter erhöht wird.

Somit ergibt sich, dass eine Wärmebehandlung von etwa 280°C und 20 min ausreichend ist, die Eigenspannungen abzubauen. Durch diese Wärmebehandlung werden insbesondere Versetzungen abgebaut, wodurch eine erneute Umformung durch den ECAE-Prozess wieder ermöglicht bzw. erleichtert wird. Ein geringes Kornwachstum ist dabei in Kauf zu nehmen.

6.2.6 Ergebnisbetrachtung

Der ECAE-Prozess stellt ein umformendes Verfahren zur Einstellung sehr feinkörniger Gefügemorphologien dar. Dabei zeichnet es sich insbesondere dadurch aus, dass beliebig viele Umformungen hintereinander vorgenommen werden können.

Die entscheidenden Prozessparameter lassen sich in dynamische und statische Parameter unterteilen. Unter dynamischen Parametern versteht man jene, welche sich während des Prozesses ändern und entsprechend angepasst werden. Dazu zählt die Anzahl der Durchläufe und die dabei angewendete Verfahrensrouten sowie die Temperatur und die verwendete Schmiermittelmenge. Diese Parameter hängen sehr eng zusammen und müssen je nach bereits erfolgten Pressungen dem entsprechenden Werkstoffzustand angepasst werden. Unter statischen Parametern versteht man z.B. die verwendete Schmiermittelart (Graphit, MoS_2 , BiOCl , ..), die Werkzeuggeometrie sowie die Art der werkstoffabhängigen Wärmebehandlungen zwischen dem Pressen. Diese Parameter werden bzw. sind festgelegt und werden im Allgemeinen im Laufe des Prozesses nicht variiert.

Die Anzahl der Durchläufe ist lediglich ein Faktor für die Homogenität und die Kornfeinung. Ohne Änderung sonstiger Parameter ergibt sich durch die Anzahl der Durchläufe eine zunehmende Homogenität des Gefüges. So kann nach drei bis vier Durchläufen von einer homogenen Gefügemorphologie ausgegangen werden. Durch weitere Pressungen ist ohne Anpassung sonstiger Prozessparameter annähernd keine weitere Kornfeinung zu erzielen, d.h. die Korngröße konvergiert gegen einen festen Wert. Die Art der Durchläufe ist begrenzt auf ein bis zwei Verfahrensrouten, welche einen stabilen Prozess überhaupt erlauben. Durch die Verwendung verschiedener Verfahrensrouten zeigen sich darüber hinaus keine positiven Auswirkungen auf die Texturierung. Die anderen Verfahrensrouten führen aufgrund starker, einseitiger Beanspruchung des Materials, zu Rissen und somit zum Ausschuss.

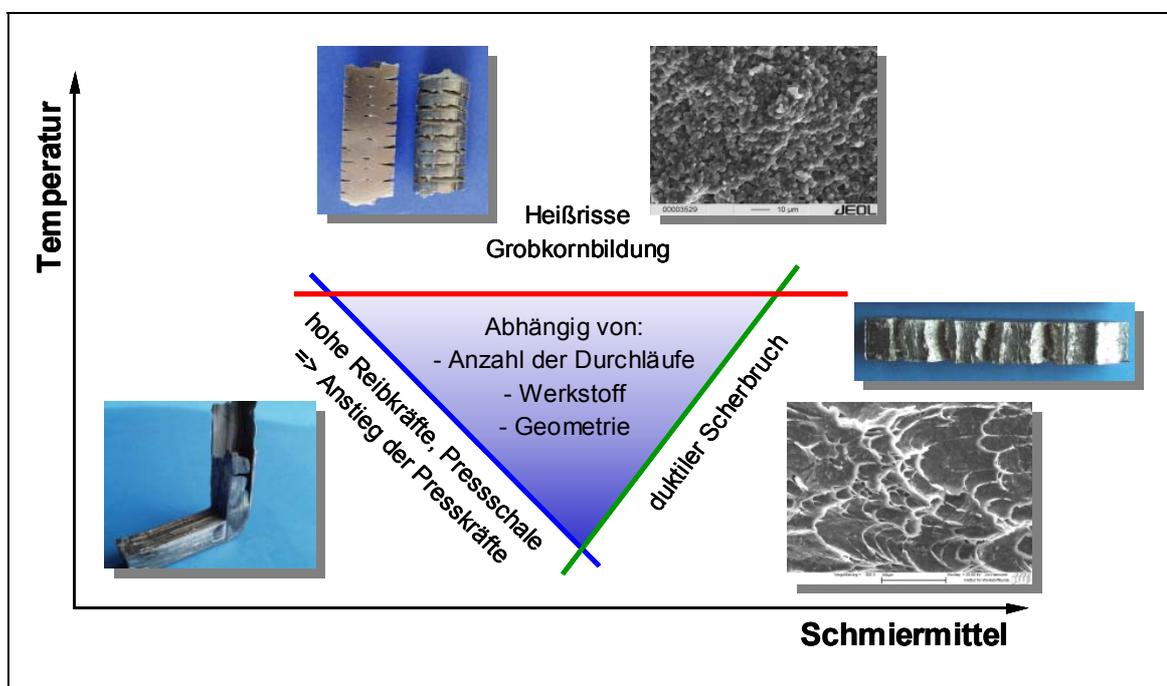


Bild 113: Zusammenhang zwischen Schmiermittel und Prozesstemperatur beim ECAE-Prozess

Die Temperatur und die Schmierung sind als die entscheidenden Prozessparameter anzusehen, welche dynamisch an die Prozessbedingungen angepasst werden müssen. Bild 113 zeigt diesen Zusammenhang schematisch. Verwendet man bei einer gewählten Temperatur zu wenig Schmiermittel, ergibt sich ein deutlicher Anstieg der Presskräfte, welcher mit einer Schalenbildung einhergehen kann. Verwendet man zu viel Schmiermittel, liegt ein nicht ausreichender Gegendruck vor und es kommt zu duktilen Scherbrüchen auf dem Strang. Diesen beiden begrenzenden Faktoren kann man durch Anheben der Prozesstemperatur entgegenwirken. Der ECAE-Prozess dient jedoch der Einstellung eines sehr feinkörnigen Gefüges, welches einem Anheben der Prozesstemperatur wi-

derspricht, da es Kornwachstumsvorgänge begünstigt. Ziel ist daher die Einstellung möglichst niedriger Prozesstemperaturen. Hierdurch engt sich das Parameterfeld stark zu einem sehr kleinen Prozessfenster im unteren Bereich des Dreiecks ein. Diese begrenzenden Prozessbedingungen verschieben sich mit zunehmender Kornfeinung zu niedrigeren Temperaturen und auch zu der Verwendung von weniger Schmierstoff.

Das verwendete Schmiermittel ist den statischen Parametern zugeordnet, da es im Laufe der Pressungen im Allgemeinen nicht variiert wird. Die Versuche haben gezeigt, dass MoS₂ hervorragende Ergebnisse liefert. Es besitzt eine ausreichende Temperaturstabilität und lässt sich bei Verwendung von Sprühdosen gleichmäßig auftragen und reproduzierbar dosieren. Gleiche Erfahrungen konnte Boehm [Boe05] in Verbindung mit dem Twist-Extrusion-Verfahren machen.

Die Werkzeuggeometrie kann eine Kornfeinung durchaus unterstützen. Dabei wird bei Verwendung kleinerer Radien eine stärkere Scherbeanspruchung im äußeren Bereich bewirkt. Hierdurch wird eine Inhomogenität der Gefügemorphologie hervorgerufen, welche nach mehreren Durchläufen jedoch an Bedeutung verliert. Aus diesem Grund sind kleinere Werkzeugradien, wie in Bild 111 dargestellt, zu verwenden. Das vollständige Weglassen der Außenradien führt zur Bildung von unerwünschten toten Zonen im Materialfluss, welche die Radien ersetzen.

Zwischen-Wärmebehandlungen haben sich als nicht notwendig erwiesen. Nach Beendigung des ECAE-Prozesses und vor einer erneuten Verformung durch Strangpressen oder Schmieden ist aber eine Wärmebehandlung notwendig. Die erneute Erwärmung auf Umformtemperatur ist jedoch dabei in der Regel hinreichend, wie die Auswirkungen kurzer Wärmebehandlungen gezeigt haben. Voraussetzung ist, dass zu Beginn des ECAE-Prozesses lösungsgeglühte Halbzeuge verwendet wurden.

Tabelle 8: Gewählte Prozessparameter einer mittels ECAE-Verfahren korngefeinten AZ31-Legierung, Verfahrensrouten B_C

Verpressung Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8
Prozesstemperatur [°C]	300	260	260	240	200	200	180	180

Eine Versuchsserie unter Berücksichtigung der hier ermittelten Zusammenhänge wurde mit den in Tabelle 8 dargestellten Parametern durchgeführt. Dabei konnte durch kontinuierliches Absenken der Prozesstemperatur eine deutliche Kornfeinung erreicht werden. Nach der 8. Pressung wurde eine mittlere Korngrößenkennzahl von $G = 15,1$ ermittelt. Die kleinsten Körner wiesen einen Korndurch-

messer von $0,1\ \mu\text{m}$ auf, wobei die größten mit einem Durchmesser von etwa $5\ \mu\text{m}$ gemessen wurden.

Bild 114 zeigt zwei Proben, die bei identischen Parametern mit 180°C nach dem ECAE-Verfahren umgeformt wurden. Die untere Probe wurde aus dem Gusszustand umgeformt, während die obere Probe wie in Tabelle 8 dargestellt bereits sieben Mal umgeformt worden war. Die obere Probe weist auf der Oberfläche eine leichte, schuppige Struktur auf, während die untere deutliche Scherbrüche zeigt, was direkt zum Ausschuss geführt hat. Hierdurch



Bild 114: Mittels ECAE-Verfahren bei 180°C umgeformte Proben; oben: korngesteuerte Probe nach der 8ten Umformung; unten: Probe aus dem Gusszustand umgeformt

wird deutlich, welche Erweiterung der Formgebungsgrenzen mit Hilfe des ECAE-Verfahrens erreicht werden kann. Einen exakten Nachweis der Steigerung des Umformvermögens kann mittels Plastometerversuchen erbracht werden. Hierzu wurden Proben aus den mittels des ECAE-Verfahrens vorbereiteten Halbzeugen hergestellt und untersucht. Diese Ergebnisse und die positiven Einflüsse korngesteuerter Presshalbzeuge auf das konventionelle Strangpressen sind in Abschnitt 6.1.2.2 dargestellt.

Die Ergebnisse aus Abschnitt 6.2.5 zeigen, dass auch beim konventionellen Strangpressen mit angepassten Prozessparametern sehr feinkörnige Gefügestrukturen mit Korngrößen von $G = 15,9$ eingestellt werden können. Dies setzt einen hohen Umformgrad voraus. Mittels des ECAE-Verfahrens konnten für die niedrig legierte AZ31-Legierung lediglich mittlere Korngrößen von $G = 15,1$ eingestellt werden. Ist die Einstellung feinkörniger Gefügestrukturen das Ziel, so ist das konventionelle Strangpressen unter Beachtung der Prozessparameter vorzuziehen. Das ECAE-Verfahren ermöglicht dagegen die Herstellung von Halbzeugen größerer Abmessung. Am FZS der TU-Berlin [For04] werden bereits Ansätze verfolgt, die Mechanismen des ECAE-Verfahrens an einer 8 MN Strangpresse zu applizieren, um somit Halbzeuge in großen Abmessungen bereitstellen zu können.

7 Zusammenfassung, Diskussion und Ausblick

7.1 Zusammenfassung

Aus dem dargestellten Stand der Wissenschaft und Technik wird deutlich, dass bis heute nur sehr wenig zum Strangpressen von Magnesiumwerkstoffen bekannt ist. Zwar wurden bereits zu Beginn des letzten Jahrhunderts umfangreiche Untersuchungen zu diesem Thema durchgeführt, doch haben sich die legierungs- und anlagentechnischen Voraussetzungen inzwischen erheblich geändert. Somit ist eine Übertragbarkeit der Ergebnisse damaliger Untersuchungen auf heutige Anwendungen nicht ohne Weiteres möglich. Darüber hinaus ist die Dokumentation damaliger Forschungsarbeiten aufgrund der geschichtlichen Gegebenheiten meist geheim gehalten worden und nicht allgemein zugänglich gewesen, so dass nur sehr wenige Ergebnisse überhaupt zugänglich sind. Aus diesem Grund wurden in dieser Arbeit viele verschiedene Aspekte des Strangpressens aufgegriffen und speziell für Magnesiumwerkstoffe untersucht.

Grundsätzlich lässt sich eine Einteilung der möglichen Parameter beim Strangpressen in drei Bereiche vornehmen. Der erste Bereich enthält alle Parameter, die das *Ausgangsmaterial* bis zum Einbringen in die Strangpresse bzw. den Rezipienten beeinflussen. Darunter fallen Aspekte wie die Werkstoffzusammensetzung, die Gefügestruktur aber auch die (Zonen-) Erwärmung des Blockes und die geometrischen Abmaße und Oberflächenbeschaffenheiten. Der zweite Bereich umfasst alle prozessbedingten Parameter des *Strangpressprozesses* in Bezug auf die verwendete Anlage sowie auf das verwendete Werkzeug. Hierunter versteht man Prozessabläufe wie das Lüften, die Beschleunigung und die Geschwindigkeit des Pressstempels, Temperaturen und Werkzeuggeometrien. Der dritte Bereich enthält alle Parameter, die eine unmittelbare oder auch mittelbare *Nachbehandlung* des stranggepressten Profils beinhalten. Darunter fallen Aspekte wie Strangkühlung nach dem Austritt aus der Presse, Recken und Wärmebehandlungen. Bild 26 zeigt diese Aufteilung schematisch.

Die Bewertung dieser Parameter lässt sich ebenfalls in zwei Ansätze unterteilen. Zum einen können die Parameter Einfluss auf den Prozess selbst nehmen (wie z.B. Anfahrkräfte etc.) und zum anderen können sie die Produktqualität beeinflussen (wie z.B. die mechanischen Eigenschaften).

Ausgangsmaterial

Der Ausgangswerkstoff hat einen entscheidenden Einfluss auf die Strangpressbarkeit und die erzielbaren mechanischen Eigenschaften des verpressten Profils.

Grundsätzlich lassen sich höherlegierte Legierungen schlechter verpressen. Mit Zunahme der Legierungselemente sinkt die maximal erreichbare Pressgeschwindigkeit ohne Heißrisse auf der Profiloberfläche deutlich ab (Bild 38). Im Gegensatz hierzu steigt die Kraftüberhöhung im Anfahrprozess sowie die Presskraft während des Pressvorganges mit zunehmendem Legierungsanteil an (Bild 41). Dabei ist der negative Einfluss von Zink als Legierungselement deutlich niedriger als der von Aluminium, weshalb zinkhaltige Legierungen gegenüber aluminiumhaltigen als leichter verpressbar zu bewerten sind.

Die mechanischen Eigenschaften stranggepresster Profile verbessern sich mit zunehmendem Anteil der Legierungselemente erwartungsgemäß. Bezüglich der Asymmetrie zeigen alle untersuchten Legierungsgruppen bei der gewählten Profilgeometrie annähernd identisches Verhalten (Bild 43). So konnte unabhängig von der Werkstoffgruppe bei einem Legierungsanteil von 4-5% ein quasi symmetrisches Verhalten nachgewiesen werden. Dabei spielt die Ausscheidungsmorphologie eine entscheidende Rolle, wobei die Texturierung durch die untersuchten Legierungselemente Aluminium, Mangan und Zink unbeeinflusst bleibt. Entsprechend konnte auch kein Einfluss auf die Anisotropie anhand der untersuchten Legierungselemente in jeglicher Kombination nachgewiesen werden. Aus der Literatur ist bekannt, dass yttriumhaltige Magnesiumlegierungen aufgrund von partikelinduzierten Rekristallisationsmechanismen (PSN) kein anisotropes Verhalten zeigen. Vergleichspressungen mit einer WE43-Legierung zeigten gegenüber den übrigen untersuchten Legierungen eine deutlich stärker ausgeprägte Textur. Dabei unterschied sich die Texturierung neben der Intensität insbesondere durch eine direkte Ausrichtung der c-Achse in Pressrichtung. Die Vergleichslegierungen zeigen dagegen eine leichte Kippung der c-Achse.

Die Qualität der Gusshalbzeuge hat nach Angaben aus der Literatur einen entscheidenden Einfluss auf die Verpressbarkeit. So lassen sich homogenisierte Pressblöcke leichter verpressen. Auch hat der Wasserstoffgehalt der Pressblöcke einen signifikanten Einfluss. Versuche zur Anreicherung der Schmelze mit Wasserstoff durch langes Halten im schmelzflüssigen Zustand ergaben keine nachweisbaren Steigerungen des Wasserstoffgehaltes. Somit kann dieser Einfluss für heutige Schmelzhandhabungssysteme vernachlässigt werden. Die sich einstellende Ausscheidungsmorphologie hingegen zeigte einen deutlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Durch Verpressen eines Gefüges mit inhomogener Ausscheidungsmorphologie konnte bei vergleichbarer Duktilität eine Steigerung der Stauchgrenze um 30% erreicht werden. Diese positive Eigenschaftserweiterung steht im engen Zusammenhang mit der sich einstellenden bimodalen Gefügestruktur, was aus der Literatur für Kupferlegierungen bereits bekannt ist. Somit ist je nach Anwendungsfall zwischen einer positiven Be-

einflussung der mechanischen Eigenschaften durch Einstellen einer entsprechenden Ausscheidungsstruktur oder einer Erhöhung der Pressgeschwindigkeit abzuwägen.

Die Korngröße des Ausgangshalbzeuges hat ebenfalls einen signifikanten Einfluss auf den Strangpressprozess und auf die erreichbaren Eigenschaften des verpressten Profils. Zur Einstellung einer feinkörnigen Gefügestruktur wurde das ECAE-Verfahren gewählt. Es zeichnet sich durch eine überwiegende Scherverformung aus, wobei annähernd beliebig oft umgeformt werden kann, um eine entsprechende Gefügehomoogenität zu erreichen.

Mit dem Ziel der Herstellung korngefeinter Strukturen muss beim ECAE-Verfahren eine möglichst niedrige Prozesstemperatur eingestellt werden, um ein Kornwachstum unmittelbar nach der Scherbeanspruchung zu unterdrücken. Bei zu niedrigen Prozesstemperaturen hingegen entstehen duktile Scherbrüche auf der Strangoberfläche, die den Ausschuss der Probe zur Folge haben. Kompensiert werden kann dies mit Hilfe eines kontrollierten Gegendruckes, welcher durch die reproduzierbare Verwendung eines speziellen Schmiermittels erreicht werden kann. So konnte die Prozesstemperatur in den durchgeführten Versuchen deutlich gesenkt werden ohne Scherbrüche zu verursachen. Durch diese Verfahrensoptimierung wurden homogene Gefügestrukturen mit einer mittleren Korngröße von $G = 15,1$ erreicht (Bild 54), wobei die Prozesstemperatur bis auf 180°C gesenkt werden konnte.

Der Einsatz so korngefeinter Pressblöcke ergab eine sehr deutliche Senkung der Presskräfte gegenüber gegossenen und lösungsgeglühten Blöcken (Bild 56). Diese Eigenschaften lassen sich zum einen dazu nutzen, einen wesentlich höheren Umformgrad zu erreichen, d.h. eine Erweiterung der Formgebungsgrenze zu realisieren oder niedrigere Prozesstemperaturen einzustellen. Letzteres verbessert die mechanischen Eigenschaften der verpressten Halbzeuge deutlich. Versuche hierzu ergaben eine Steigerung der Stauchgrenze um 30% gegenüber Vergleichsproben. Darüber hinaus konnte zum anderen die Duktilität um über 70% erhöht werden (Bild 56, Bild 57).

Die Temperatur stellt einen der wichtigsten Parameter beim Strangpressen dar. Es konnte gezeigt werden, dass die Presskraft von der Blockeinsatztemperatur deutlich beeinflusst wird. Dabei zeigen alle untersuchten Legierungen mit zunehmender Blockeinsatztemperatur einen parallelen, abfallenden Verlauf der Presskraft (Bild 60). Ein Einfluss auf die relative Kraftüberhöhung im Anfahrprozess konnte nicht nachgewiesen werden (Bild 61). Lediglich in Verbindung mit der Erhöhung der Werkzeugtemperatur ergab sich eine Reduktion der relativen Kraftüberhöhung (Bild 77).

Strangpressprozess

Die wichtigsten Parameter beim Strangpressen sind die Pressgeschwindigkeit und die Prozesstemperatur, wobei die Temperatur in Werkzeug- und Rezipiententemperatur unterteilt werden kann. Beide Parameter sind nicht voneinander getrennt zu betrachten. Durch höhere Pressgeschwindigkeiten erfolgt eine stärkere Erwärmung der Umformzone, welche nur teilweise von dem Werkzeug oder dem Rezipienten abgeführt werden kann.

Durch Anheben der Pressgeschwindigkeit steigen die sich einstellenden Presskräfte unabhängig von dem Werkstoff kontinuierlich an (Bild 65, Bild 66). Bei den AM- und AZ-Legierungen zeigt sich zudem eine Abhängigkeit der Kraftüberhöhung von der Stempelbeschleunigung (Bild 67). Dies hängt damit zusammen, dass mit zunehmender Stempelgeschwindigkeit die Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ zunimmt. Mit steigendem $\dot{\phi}$ steigt die zur Umformung erforderliche Fließspannung k_f an. Die dynamische Rekristallisation kann somit bei hoher Umformgeschwindigkeit nicht in dem Maße zur Entfestigung des Werkstoffs beitragen, wie dies bei geringeren Umformgeschwindigkeiten möglich ist.

Auch das Fließverhalten wird durch den Prozess beeinflusst. Durch höhere Pressgeschwindigkeiten wird eine Anhebung der Temperatur in der Umformzone hervorgerufen, wodurch sich eine höhere Temperaturdifferenz zwischen innerem und äußerem Bereich einstellt. Hierdurch wird das Fließverhalten deutlich negativ beeinflusst und Pressfehler begünstigt (Bild 71). Kompensiert werden kann dieses durch Belassen eines größeren Pressrestes oder durch Herabsetzen der Pressgeschwindigkeit zum Ende des Pressvorganges. Beides ist jedoch aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten nicht wünschenswert.

Die mechanischen Eigenschaften zeigen ebenfalls eine deutliche Abhängigkeit von der Pressgeschwindigkeit. Auch hier spielt die Wärmeentwicklung in der Umformzone eine entscheidende Rolle. Bei der Unterschreitung einer gewissen Pressgeschwindigkeit zeigen sich deutlich höhere mechanische Kennwerte insbesondere bei der Stauchgrenze. Dabei liegt die kritische Stranggeschwindigkeit bei einer AZ11-Legierung für die durchgeführten Versuche bereits bei 1 m/min (Bild 72). Oberhalb dieser Pressgeschwindigkeit konnte kein Einfluss mehr auf die mechanischen Eigenschaften nachgewiesen werden. Dies widerspricht erheblich den Anforderungen wirtschaftlicher Fertigung, doch auch hier ist die Pressgeschwindigkeit nur indirekt verantwortlich. Als maßgebenden Faktor ist die Temperatur in der Umformzone zu sehen.

Im Bereich des Werkzeuges und hierbei insbesondere der Werkzeuggeometrien bestehen zahlreiche Variationsmöglichkeiten. Für den Einlaufwinkel zeigten sich

mit zunehmendem Winkel, bis zu einem gewissen maximalen Wert, Pressfehler bereits zu Beginn des Stranges (Bild 74). Bei weiterer Vergrößerung des Einlaufwinkels traten keine Pressfehler mehr auf. Analog hierzu verhielten sich die Presskräfte. So wurden bis zu einem maximalen Einlaufwinkel abnehmende Presskräfte gemessen. Eine weitere Vergrößerung des Einlaufwinkels erbrachte keine weitere Senkung der Presskräfte (Bild 73).

Der Einsatz einer Vorkammer beeinflusst deutlich das Fließverhalten. Innerhalb der in dieser Arbeit gewählten Parameter ist die Ausbildung der toten Zone im Bereich der Vorkammer deutlich abweichend gegenüber dem Bereich vor der Vorkammer. Trotzdem konnte keine signifikante Verbesserung sowohl des Strangpressprozesses als auch der mechanischen Eigenschaften der verpressten Profile ermittelt werden.

Im Bereich der Werkzeugentwicklung und hierbei insbesondere in Bezug auf die Geometrien sind noch umfangreiche Untersuchungen notwendig. Dabei existiert ein hoher Entwicklungsbedarf bei der Beschreibung des Materialflusses inklusive der sich dynamisch ausbildenden toten Zone und des Wärmehaushaltes. Diese Voraussetzungen müssen geschaffen werden, um die Werkzeuggeometrien, auch unter Einbeziehung von Vorkammern, optimieren zu können.

Nachbehandlung

Verpresste Profile, welche bei hohen Temperaturen bzw. hohen Pressgeschwindigkeiten verpresst wurden, verfärbten sich zum Teil sehr stark. Bei der Analyse der Oberfläche konnte eine hohe Konzentration an Kohlenstoff nachgewiesen werden. Zur Untersuchung dieses Phänomens wurden verschiedene Wärmebehandlungen und Auslagerungsversuche durchgeführt. Dabei zeigte sich, dass das Magnesium mit dem CO_2 der Luft reagiert. Das CO_2 wird aufgespalten und der Sauerstoff kann eine Oxidschicht mit dem Magnesium bilden. Der freigesetzte Kohlenstoff lagert sich auf der Oberfläche des Magnesiumprofils ab und bildet eine dunkle Schicht. Verhindern lässt sich dieser Effekt durch eine sehr rasche Abkühlung des Profils nach Austritt aus dem Werkzeug, was bevorzugt durch ein inertes Gas oder Wasser geschehen sollte. Hierdurch wird die Reaktion des oxidfreien Magnesiums mit dem CO_2 unterdrückt, da keine ausreichend hohe Aktivierungsenergie mehr vorliegt.

Eine Strangabkühlung ist darüber hinaus auch zur Einstellung verbesserter mechanischer Eigenschaften anzuwenden. So konnte durch langsames Verpressen einer niedriglegierten AZ11-Legierung mit anschließender Strangabkühlung in einem Wasserbecken eine Steigerung der Stauchgrenze um 60% erreicht werden. Ursache hierfür ist eine fein verteilte Aluminium-Mangan-Silizium-

Ausscheidung ($\text{Al}_3\text{Mn}_4\text{Si}_5$), welche erheblich zur Behinderung der Versetzungsbewegung beitrug. Vergleichsversuche bei höheren Pressgeschwindigkeiten ergaben dagegen keine Beeinflussung der mechanischen Kennwerte. Dies unterstreicht die Bedeutung der Prozesstemperatur und den Zusammenhang zwischen Temperatur und Pressgeschwindigkeit.

7.2 Diskussion und Ausblick

Das Strangpressen wird durch zwei grundsätzliche Anforderungen bestimmt: Wirtschaftlichkeit und gute mechanische Eigenschaften des Produktes. Diese Gesichtspunkte erfordern stark konträre Prozessparameter. So ist zum Senken der Presskraft eine Steigerung der Prozesstemperatur notwendig. Zur Einstellung eines möglichst feinkörnigen Gefüges und guter Materialkennwerte sollte die Prozesstemperatur hingegen so weit wie möglich gesenkt werden. Aber auch Widersprüche innerhalb der Anforderung nach Wirtschaftlichkeit des Prozesses müssen gelöst werden. So kann durch Senken der Prozesstemperatur die Pressgeschwindigkeit gesteigert werden. Dagegen steht jedoch wieder der Anstieg der Presskräfte, der das Verpressen von bestimmten Umformgraden oder Werkstoffen unmöglich macht. Diese Widersprüche erfordern das Eingehen von Kompromissen.

Die Ausgangshalbzeuge sollten in jedem Fall eine möglichst feinkörnige Gefügestruktur besitzen. Dieser Zustand lässt sich durch entsprechende Gießverfahren oder auch bereits durch entsprechende Abkühlbedingungen einstellen. Daneben hat die Legierungsentwicklung bzw. die richtige Legierungsauswahl einen entscheidenden Einfluss auf die Gefügestruktur. Die Ausscheidungsmorphologie des Pressblockes muss wiederum den Anforderungen angepasst sein. Für die Erwärmung des Pressblockes ist zur Senkung der Anfahrkräfte eine Zonenerwärmung anzuwenden (taper). Aufgrund der geringen gewichtsspezifischen Wärmekapazität ist nach der Erwärmung auf ein unmittelbares Verpressen des Pressblockes zu achten, da sonst ein Ausgleich des Temperaturgradienten erfolgt.

Bei Betrachtung des Strangpressprozesses wird deutlich, dass das Prozessfenster durch den wirtschaftlichen Gesichtspunkt kaum Freiräume für die Variation von Prozessparametern lässt, da eine maximal mögliche Pressgeschwindigkeit einzustellen ist. Zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften der verpressten Profile sind ausgesprochen langsame Pressgeschwindigkeiten notwendig, was aus betriebswirtschaftlicher Sicht nicht vertretbar ist. Eine genauere Untersuchung der Zusammenhänge ergibt jedoch, dass mögliche Lösungsansätze nur über die Beschreibbarkeit und auch Kontrolle des Wärmehaushaltes beim Strangpressen von Magnesiumlegierungen zu erzielen sind. Hierfür ist es insbe-

sondere im Bereich der numerischen Simulation notwendig, weitere Fortschritte zu erarbeiten.

Auf Basis dieser Ergebnisse und der Kenntnisse über das Fließverhalten und den Wärmehaushalt im Werkzeug kann gezielt dynamisch in den Strangpressprozess eingegriffen werden. Insbesondere eine Inline-Prozesskontrolle und -steuerung zur angepassten Zonenkühlung und -temperierung verspricht hier den Brückenschlag zwischen hoher Wirtschaftlichkeit und optimalen mechanischen Eigenschaften zu schaffen. So können durch hohe Temperaturen im Einlaufbereich die Anfahr- und Presskräfte deutlich gesenkt werden. Daneben kann in einer zweiten Stufe bzw. im Führungsbereich des Werkzeuges dem Profil durch eine starke Kühlung Wärme entzogen werden. Damit werden Heißrisse unterdrückt und sehr hohe Pressgeschwindigkeiten möglich. Zudem können Ausscheidungen gezielt eingestellt und Kornwachstum unterdrückt werden, was deutliche Duktilitäts- und Festigkeitssteigerungen erwarten lässt.

Diese Arbeit hat eine grundlegende Basis für zukünftige Entwicklungen geschaffen und deutlich die Potentiale von stranggepressten Magnesiumlegierungen aufgezeigt. Darüber hinaus wurden zahlreiche Zusammenhänge des Strangpressprozesses und der Profileigenschaften sowie deren Wechselwirkungen dargestellt, die zu einer wesentlichen Erweiterung des Verständnisses der magnesiumspezifischen Vorgänge beim Strangpressen führen.

8 Literatur

- [ADAC03] ADAC03: Mobilität im Jahr 2020, Trends, Herausforderungen und Lösungsstrategien. Artikel-Nr.: 283112.1, ADAC, 2003
- [Agn01] Agnew, S.R.: Measurement and simulation of plastic anisotropy in magnesium alloy AZ31B sheet. Modelling the Performance of Engineering Structural Materials II, Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., Indianapolis, USA, S. 289-294, 2001
- [Ake88] Akeret, R.: Control of metal flow in extrusion dies. Light Met. Age, Bd. 46, (7,8), S. 5-14, 1988
- [Ame71] Ames, A.; Bielen, I.; Sauer, G.: Vorschlag zur Normung von Werkzeugen für Leichtmetall-Strangpressen in Abhängigkeit der Presskräfte. Metallkunde, Bd. 62, S. 716-720, 1971
- [Aoy03] Aoyagi, N.; Kamado, S.; Kojima, Y.: Temperature dependence on impact failure behaviour in extruded pure magnesium and Mg-Al-Zn system alloys. Materials Science Forum, Bd. 419-422, S. 129-134, 2003
- [Arm97] Armstrong, R.W.: Strength and ductility of metals. Transactions of the Indian Institute of Metals, Bd. 50, India, S. 521-531, 1997
- [Bac01] Bach, Fr.-W.; Haferkamp, H.; Niemeyer, M.; Lass, J.-F.: Magnesium alloys and process developments for space-frame-concepts; International Body Engineering Conference & Exposition, SAE Technical Papers, Detroit, USA, 2001
- [Bac02] Bach, Fr.-W.; Lass, J.-F.: Influence of alloys and extrusion parameters on the mechanical properties of magnesium profiles. Materials Week 2002, Internat. Congress on Adv. Materials, their Processes and Applications, München, D, 2002
- [Bac97] Bacroix, B.; Duarte, J.F.; Barata da Rocha, A.; Chauveau, T.; Gracio, J.J.: The influence of texture on the mechanical behaviour of aluminum sheets. Proc. of the 5th Internat. Conf., Sheet Metal, Ulster, GB, S. 191-198, 1997
- [Bak01] Baker, P.W.; McGlade, P.T.: Magnesium direct chill casting. A comparison with aluminum. Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., New Orleans, USA, S. 855-862, 2001

- [Bal94] Ball, A.; Prangnell, B.: Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys. *Scripta Metallurgica of Materialia* Bd. 31 (2), S. 111-116, 1994
- [Bar03] Barnett, M.R.; Yao, J.-Y.; Davies, Ch.: Influence of Al content (<3%) on the extrusion limit diagram. *Magnesium Alloys and Their Applications, 6th International Conference, Wolfsburg, D*, S. 272-277, 2003
- [Bau01] Bauser, M.; Sauer, G.; Siegert, K.: *Strangpressen*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2001
- [Bec39] Beck, A.: *Magnesium und seine Legierungen*. Verlag Julius Springer, Berlin, 1939
- [Bei03] Beigelsiemer, A.E.; Varjuchin, W.N.; Orlov, D.W.; Suinkov, S.G.: *Twist Extrusion - Ein Umformverfahren*. ISBN: 966-7507-16-5, Ukraine, 2003
- [Ben03] Ben-Atzy, A.; Shtechman, A.; Bussiba, A.; Salah, Y.; Ifergan, S.; Kupiec, M.; Grinfeld, R.: Low temperature super-plasticity response of AZ31B magnesium alloy with severe plastic deformation. *Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., San Diego, USA*, S. 259-263, 2003
- [Bet95] Bettin, M.; Findeisen, V.; Hermans, J.: *Gebogene Aluminium-Profile und Rohre im PKW-Bau. Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*, Fellbach, 1995, S. 49-82, 1995
- [BIO44] BIOS/ CIOS. Unveröffentlichte Geheimdienstberichte des amerikanischen und britischen Militärs, 1944-1947
- [Boe05] Boehm, R.: *Entwicklung anwendungsoptimierter Magnesiumknetlegierungen und ihre Verarbeitung*. Dissertation, Universität Hannover, 2005
- [Boh03] Bohlen, J.; Kaiser, F.; Letzig, D.; Kainer, K.U.; Styczynski, A.; Hartig, Ch.: Correlation of microstructure and mechanical properties of rolled magnesium sheet AZ31. *Magnesium Alloys and Their Applications, 6th International Conference, Wolfsburg, D*, S. 456-462, 2003

- [Bra03] Braszczyńska, K. N.: Possibilities of ECAP of magnesium alloy. Magnesium Alloys and Their Applications, 6th International Conference, Wolfsburg, D, S. 236-241; 2003
- [Bro00] Broge, J. L.: The battle of the metals. Automotive Engineering International, Bd. 108 (8), S. 36-53, 2000
- [Buc86] Buckeley, A.: Magnesium - Rückblick und Ausblick. Aluminium, Bd. 62 (11), S. 855-858, 1986
- [Cha55] Chaudhuri, A.R.; Chang, H.C.; Grant, N.J.: Creep deformation of magnesium at elevated temperatures by nonbasal slip. Trans. AIME, S. 682-688, 1955
- [Chi01] Chino, Y.; Mabuchi, M.; Influences of grain size on mechanical properties of extruded AZ91 Mg alloy after different extrusion processes. Advanced Engineering Materials, Bd. 3 (12), S. 981-983, 2001
- [Clo00] Closset, B.: Mechanical properties of extruded magnesium alloys. Magnesium Alloys and Their Applications, International Conference, München, D, S. 274-279, 2000
- [Clo98] Closset, B.; Perey, J.; Bonjour, C.; Moos, P.: Microstructures and properties of wrought magnesium alloys. Magnesium Alloys and Their Applications, International Conference, Wolfsburg, D, S. 195-200, 1998
- [Con02] Conrad, H.; Narajan, J.: Mechanisms for grain size hardening and softening in Zn. Acta Materialia, Bd. 50 (20), S. 5067-5078, 2002
- [Con03] Conrad, H.; Narajan, J.: Grain size hardening and softening in tungsten carbide at low homologous temperatures, Electron Microscopy: Its Role in Materials Science, Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., San Diego, California, USA, S. 141-148, 2003
- [Con87] Anonym: Springfields Laboratories seeks to advance Conform technology. Metal Powder Report, Bd. 42 (9), S. 648-649, 1987

- [Dic95] Dicks, N.: Physikalische Simulation des Strangpressens zur Analyse verschiedener Problemstellungen, Untersuchungen des Schalefehlers, Stoffflussuntersuchungen in Kammermatrizen., Umformtechnische Schriften, Bd. 57, Dissertation, Technische Hochschule Aachen, 1995
- [Die77] Diegritz, O.: Pressfehlerkatalog – Fehlererscheinungen beim direkten Strangpressen. DGM, 1977
- [Dra02] Draugelates, U.; Poss, R.: Eigenschaften und Blechherstellung feinkörniger Magnesiumlegierungen. 3. Industriekolloquium „Fertigen in Feinblech“, Leichtbau durch innovativen Werkstoffeinsatz, Clausthal-Zellerfeld, D, S. 70-80, 2002
- [Due68] Dürrschnabel, W.: Der Materialfluss beim Strangpressen von NE-Metallen Teil I: Metall, 22 (5), S. 426-437; Teil II: Metall, (10), S. 995-998; Teil III: Metall, (12), S. 1215-1219, 1968
- [Dup00] Duplancic, I.; Mioc, M.; Bracic, Z.: Case studies on control of metal flow in pre-chamber dies. Proceedings of the 7th International Aluminium Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA, Bd. 2, S. 177-186, 2000
- [Dzw02] Dzwonczyk, J.; Bohlen, J.; Hort, N.; Kainer, K.U.: Influence of extrusion ratio on microstructure and mechanical properties of hot extruded AZ31. Materials Week, Internat. Congress on Adv. Materials, their Processes and Applications, München, D, 2002
- [Eis31] Eisbein, W.; Sachs, G.: Mitteilung der deutschen Materialprüfanstalt. Sonderheft XVI, S. 67-96, 1931
- [Eis32] Eisbein, W.: Kraftbedarf und Fließvorgänge beim Strangpressen. Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 24 (4), S. 79-84, 1932
- [Eml66] Emley, E.F.: Principles of magnesium technology. Pergamon Press, 1966
- [Fio72] Fiorentino, R.-J.; Meyer, G. E.; Byrer, T.G.: The thick-film hydrostatic extrusion process. Metallurgie and Metal Forming, S. 200-205, 1972

- [Fis99] Fischer, G.; Becker, J.: Leistungsstarkes Halbzeug für Leichtbauzwecke. Strangpress- und Schmiedeprodukte aus Magnesium, Industrieanzeiger, Bd. 121 (22), S. 32-33, 1999
- [For04] Forschungszentrum Strangpressen, Technische Universität Berlin, Sekr. TIB 4/1-2, Gebäude 17a, Gustav-Meyer-Allee 25, D-13355 Berlin: <http://www.fzs.tu-berlin.de/>
- [Fri01] Fritz, H.; Schulze, G.: Fertigungstechnik, Springer Verlag, Berlin, 2001
- [Fur96] Furukawa, M.; Horita, Z.; Nemoto, M.; Langdon, T.: The significance of the Hall-Petch relationship in ultra-fine grained materials. Annales de Chemie, Science des Materiaux (France), Bd. 21 (6-7), S. 493-502, 1996
- [Fur97] Furukawa, M.; Yoshinori, I.; Horita, Z.; Nemoto, M.; Tsenev, N.; Valiev, R.; Langdon, T.: Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al-Li-Zr Alloy with ultra-fine grain size. Acta Metallurgica, Bd. 45 (11), S. 4751-4757, 1997
- [Fur98] Fururi, M.; Sanada, M.; Saji, S.: Hall-Petch relationship in 3004 aluminum alloy with fine grain. Journal of Japan Institute of Light Metals, Bd. 48 (8), S. 405-406, 1998
- [Got01] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer Verlag, Berlin, 2001
- [Gra03] Gradinger, R.; Stolfig, P.: Magnesium wrought alloys for automotive applications. Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., San Diego, USA S. 231-236, 2003
- [Hal51] Hall, E.O.: The deformation and aging of mild steel: III Discussion and Results. Proceedings of the Physical Society, Nr. 381, Vol. 64, 1951, S. 747-753, 1951
- [Har47] Harris, C.S.: Extrusion of magnesium. Machinery, Bd. 53 (7), 1947
- [Hau56] Hauser, F.E.; Landon, P.R.; Dorn, J.E.: Deformation and fracture mechanisms of polycrystalline magnesium at low temperatures. Trans. ASM, 48, S. 856-883, 1956

- [Her36] Herenguel, J.; Lacombe, P.: De l'influence de la grosseur du grain sur la proprietes mecaniques du Mg extra pur. Metaux, Bd. 11 (133), S. 185-186, 1936
- [Hoe02] Höppel, H.W.; Valiev, R.Z.: On the possibilities to enhance the fatigue properties of ultrafine-grained metals. Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 93 (7), 2002
- [Hol02] Holzkamp, U.: Entwicklung einer magnesiumgerechten Stranggusstechnologie. VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 2, Fertigungstechnik, Nr. 623, Dissertation, Universität Hannover, 2002
- [Hor00] Horita, Z.; Furukawa, M.; Nemoto, M.; Valiev, R.Z.; Langdon, T.G.: Characterization of ultrafine-grained structures produced by severe plastic deformation. Investigations and applications of severe plastic deformation, NATO Advanced Research Workshop, Moskow, Russland, S. 173-178, 2000
- [Jam99] Jambor, A.: Einsatz von Leichtbauwerkstoffen im Karosseriebau. Tag der Karosserie, Institut für Krafftahwesen, RWTH Aachen, S.1-20, 1999
- [Jas04] Jaschik, Ch.: Eigenschaftserweiterung von Magnesiumlegierungen durch Lithium. VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe/ Kunststoffe, Nr. 696, Dissertation, Universität Hannover, 2004
- [Kai02] Kainer, K.U.; Göken, J.; Letzig, D.: Potentiale des Magnesiumeinsatzes im Automobil. 3. Industriekolloquium „Fertigen in Feinblech“, Leichtbau durch innovativen Werkstoffeinsatz, Clausthal-Zellerfeld, D, S. 59-69, 2002
- [Kam01] Kammer, C.: Magnesium: metal of the future with an excellent potential for lightweight construction. EMC 2001, European Metallurgical Conf., Friedrichshafen, D, Bd. 3, S. 33-47, 2001
- [Ked00] Kedenburg, C.: Untersuchungen zur Einstellung superplastischer Eigenschaften in Magnesiumbasis-Legierungen. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2000

- [Kla02] Klaus, A.: Verbesserung der Fertigungsgenauigkeit und der Prozesssicherheit des Rundens beim Strangpressen. Reihe: Dortmunder Umformtechnik, Dissertation, Universität Dortmund, 2002
- [Kum00] Kumar, N.V.R.; Blandin, J.J.; Suery, M.: Effect of thermomechanical treatments on the microstructure of AZ91 alloy. Magnesium Alloys and their Applications, München, D, S.161-167, 2000
- [Lan00] Langdon, T.G.; Furukawa, M.; Nemoto, M.; Horita, Z.: Using Equal-Channel-Angular-Pressing for refining grain size. The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Bd. 52 (4), S. 30-33, 2000
- [Lan02] Lange, K.: Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Umformtechnik. Springer Verlag, Berlin, 2002
- [Lan03] Lanzerath, H.; Wesemann, J.; Gese, H.; Oberhofer, G.; Dell, H.; Hombergsmeier, E.: Crash simulation on body structural components made out of extruded magnesium. Modeling of Materials and Structures for Crash Applications, SAE, Detroit, USA, Bd. 1765, S. 11-17, 2003
- [Lan88a] Lange, K.: Umformtechnik. Bd. 2: Massivumformung, Springer Verlag, Berlin, 1988
- [Lan88b] Langerweger, I.; Maddock, B.: Recent developments in conform and castex continuous extrusion technology. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA, Bd. 2, S. 533-538, 1988
- [Leh96] Lehnert, W.: Aluminium-Taschenbuch. Bd. 2: Umformen, Gießen, Oberflächenbehandlung, Recycling und Ökologie. Aluminiumzentrale Düsseldorf, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1996
- [Lei00] Leitermann, W.; Wätzold, P.; Zengen, K.-H. v.: Der Aluminium-Space-Frame des Audi A2. Motortechnische Zeitschrift, Bd. 61, Heft Special: Der neue Audi A2, S. 68-79, 2000
- [Li03] Li, Q.; Smith, C.J.; Harris, C.; Jolly, M.R.: Finite element investigations upon the influence of pocket die designs on metal flow in aluminum extrusion. Part 1: effect of pocket angle and volume on metal flow. Journal of Materials Processing Technology, Bd. 135 (2/3), S.189-196, 2003

- [Lin02] Lin, H.-K.; Huang, J.-C.: High strain rate and/or low temperature superplasticity in AZ31 Mg alloys processed by simple high-ratio extrusion methods. *Materials Transactions*, Bd. 43 (10), S. 2424-2432, 2002
- [Mad87] Maddock, B.; Eng, B.: Aluminium rod and other products by Conform. *Wire Industry, The British Wire Journal*, Bd. 54 (12), S. 728-731, 1987
- [Mai97] Maier, B.: Simulation der Fließvorgänge im Kammerwerkzeug beim Pressen von Aluminium. *Symp. Strangpressen, Garmisch-Partenkirchen*, S. 85-97, 1997
- [Mat03] Matsubara, K.; Miyahara, Y.; Horita, Z.; Langdon, T.G.: Developing superplasticity in a magnesium alloy through a combination of extrusion and ECAP. *Acta Materialia*, Bd. 51 (11), S. 3073-3084, 2003
- [Mer02] Mertz, A.; Baumgart, P.; Cordini, P.; Hombergsmeier, E.; Lanzetrath, H.; Lass, J.-F.: InMaK - magnesium structures in the car body. *Materials Week 2002, Internat. Congress on Adv. Materials, their Processes and Applications, München, D, 2002*
- [Mgt00] *Magnesium Taschenbuch*. Aluminium Verlag, Düsseldorf, 2000
- [Molyd] Molyduval GmbH, Herstellerangaben, Halskestr. 6, D-40880 Gatingen
- [Mue02] Müller, K.B.: Direct and indirect extrusion of AZ31. *Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., Seattle, Washington, USA, 2002*
- [Mue03a] Müller, K.; Ames, A.; Diegritz, O.; Johnen, W.; Kortmann, W.; Rupp, D.; Siegert, K.; Steinmetz, A.: *Grundlagen des Strangpressens*. Kontakt & Studium, expert-Verlag, Renningen, 2003
- [Mue03b] Müller, K.B.: Indirect extrusion of AZ31 and AZ61. *Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., San Diego, California, S. 247-252, 2003*
- [Mue04] Müller, K.: *Fundamentals of extrusion technology*. Giesel Verlag, Hannover-Isernhagen, 2004

- [Mug00] Mughrabi, H.: On the grain-size dependence of metals fatigue: outlook on the fatigue of ultrafine-grained metals. Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation, S. 241-253, 2000
- [Muk01] Mukai, T.; Yamanoi, M.; Watanabe, H.; Higashi, K.: Ductility enhancement in AZ31 magnesium alloy by controlling its grain structure. Scripta Materialia, Bd. 45 (1), S. 89-94, 2001
- [Nak99] Nakanishi, K.; Koba, H.; Kamitani, S.: Metal flow control in hot extrusion of aluminum alloy using the pocket hole dies - Die design aided by physical simulation system. Advanced Technology of Plasticity, Proceedings of the 6th International Conference on Technology of Plasticity, Nuremberg, D, Bd. III, S. 1833-1838, 1999
- [Ost98] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer Verlag, Berlin, 1998
- [Pan00] Pandit, M.; Baquè, S.; Deis, W.; Müller, K.: Implementation of temperature measurement and control in aluminum extruders. Proceedings of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA, Bd. 1, S. 387-395, 2000
- [Pap96] Papke, M.: Pulver- und Präzisionsschmieden von Superleichtlegierungen auf Magnesium-Lithium-Basis. Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 2: Fertigungstechnik. Bd. 404, Dissertation, Universität Hannover, 1996
- [Pau04} Paul Scherrer Institut, CH-5232 Villigen, <http://www.psi.ch>
- [Peh82] Pehlke, R.D.; Jeyarajan, A.; Wada, H.: Summary of thermal properties for casting and mold materials. University of Michigan, Grant. No. DAR78-26171, 1982
- [Pet53] Petch, N.J.; Met, B.: The cleavage strength of polycrystals. Journal of Iron and Steel Institute, Bd. 174, S. 25-28, 1953
- [Poll00] Pollmann, W.: Leichtbauwerkstoffe – Einsatzschwerpunkte im Fahrzeugbau. 7. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, Leichtbau durch Umformtechnik, Chemnitz, D, Verlag Wissenschaftliche Skripten, Zwickau, S. 29-42, 2000

- [Pra96] Prats, A.; Misiolek, W.: Profiles of change. Proceedings of the 6th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA, S. 75-78, 1996
- [Ray59] Raynor, G.V.: The physical metallurgy of magnesium and its alloys. Pergamon Press, 1959
- [Ree57a] Reed-Hill, R.E.; Robertson, W.D.: Deformation of magnesium single crystals by nonbasal slip. Trans. AIME, S. 496-502, 1957
- [Ree57b] Reed-Hill, R.E.; Robertson, W.D.: Additional modes of deformation twinning in magnesium. Acta Metallurgica; Bd. 5, S. 717-727, 1957
- [Ree57c] Reed-Hill, R.E.; Robertson, W.D.: The crystallographic characteristics of fracture in magnesium single crystals. Acta Metallurgica, Bd. 5, S. 728-737; 1957
- [Ree58] Reed-Hill, R.E.; Robertson, W.D.: Pyramidal slip in magnesium. Trans. AIME, S. 256-259, 1958
- [Rod96] Rodriguez, A.; Rodriguez, P.: System to calculate chambers and feeds to obtain an extrusion die designed, manufactured and produced with one single minimum bearing. Proceedings of the 6th International Extrusion Technology Seminar, Vol.II, Chicago, USA, S. 155-159, 1996
- [Ros56] Rosenkranz, W.: Das Schmieden und Gesenkpressen von Magnesiumlegierungen vom Mg-Al-Zn-Typ. Metallkunde, Bd. 47 (2), S. 107-117, 1956
- [Sah00] Saha, P.: Aluminum Extrusion Technology. ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2000
- [Sav00] Savage, K.; King, J.-F.; Kooij, A.: Hydrostatic extrusion of magnesium. Magnesium Alloys and their Applications, München, D, S. 609-614, 2000
- [Sch04] Schulz, M.: Corrus Aluminium, Bitterfeld, Persönliche Mitteilung. Hannover, 3.5.2004
- [Sch04b] Schwarzer, R.: Texture in hot extruded, hot rolled and laser welded magnesium base alloys. Proc. 2nd Intern. Conf. on Texture and Anisotropy of Polycrystals, Metz, 2004

- [Sch54] Schichtel, G.: Magnesium-Taschenbuch. VEB Verlag Technik, Berlin, 1954
- [Sch94] Scharf, G.: Späte Entdeckung – Aluminium, Magnesium und Titan haben als Leichtmetalle die Werkstoffpalette bereichert. Der Maschinenmarkt, Bd. 100, S. 81-86, 1994
- [Sch99] Schiotz, J.; Vegge, T.; Jacobsen, K.W.: Atomic-scale modeling of the deformation of nanocrystalline metals. Materials Research Society Symposium 1998, Boston, USA, Bd. 538, S. 299-308, 1999
- [Ste00] Steinert, B.: Advanced process temperature monitoring and control system (APTMC System). Proceeding of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA, Bd. 1, S. 541-547, 2000
- [Sto01] Stoica, G.M.; Liaw, P.K.: Progress in equal-channel-angular-processing, The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Bd. 35 (3), S. 36-40, 2001
- [Sto03] Stolyarov, V.V.; Lapovok, R.; Brodova, I.G.; Thomson, P.F.: Ultrafine-grained Al-5wt.% Fe alloy processed by ECAP with back-pressure. Materials Science and Engineering, (A375), S. 159-167, 2003
- [Str00] Strehmel, W.; Vanhoutte, J.: High-performance cooling for large aluminum sections - industrial application of a compact combined air-water in-line quench. 7th Internat. Aluminum Extrusion Technology Seminar, Chicago, USA, Bd. 1, S. 409-416, 2000
- [The04] Thedja, W.W.; Müller, K.: Experimentelle Untersuchungen zum indirekten Strangpressen mit aktiver Reibung. Aluminium, Teil I: Bd. 79 (11), S. 972-976; Teil II: Bd. 79 (12), S. 1072-1077; Teil III: Bd. 80 (1/2), S. 36-38, 2003/ 2004
- [Thi00] Thiele E.; Bretschneider J.; Hollang L.; Schnell N.; Holste C.: Influence of thermal treatment on the defect structure in ultrafine-grained nickel. Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation, NATO Advanced Research Workshop, Moskow, Russland, S. 173-178, 2000

- [Tsu00] Tsuji, N.; Saito, Y.; Utsunomiya, H.; Sakai, T.: Ultra-fine grained ferrous and aluminum alloys produced by accumulative roll-bonding. *Ultrafine Grained Materials*, Nashville, Tennessee, USA, S. 215-225, 2000
- [Val00a] Valiev, R.Z.: SPD processing and enhanced properties in metallic materials. *Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation*, NATO Advanced Research Workshop, Moskow, Russland, S. 173-178, 2000
- [Val00b] Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.K., Alexandrov, I.V.: Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Material Science*, Bd. 45, S. 103-189, 2000
- [Val93] Valiev, R.Z.; Korzinkov, A.K.; Mulyukov, R.R.: Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering, Part A*, Bd. 168 (2), S. 141-148, 1993
- [Van92] Van Hue Pham: Heat transfer model for temperature profile of extruded sections at the extrusion press exit. *5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, Chicago, Illinois, Bd. II, S. 341-352, 1992
- [VDI32] Fließkurven metallischer Werkstoffe. VDI 3200, Blatt 1
- [Wal00] Wallentowitz, H.; Biermann, J.W.; Renner, C.; Gossen, F.: Untersuchung des Zusammenhanges zwischen PKW-Gewicht und Kraftstoffverbrauch - Messungen an 11 Fahrzeugen auf dem dynamischen Rollenprüfstand. *Forschung für die Praxis*, Projekt der Studiengesellschaft Stahlanwendung, Bd. P 374, S. 1-38, 2000
- [Was62] Wassermann, G.; Grewen, J.: *Texturen metallischer Werkstoffe*. Springer Verlag, Berlin, 1962
- [Wei91] Weitzel, F.: Aus der Geschichte des Strangpressens. *Aluminium*, Bd. 67 (4), S. 337-340, 1991
- [Wei92] Weitzel, F.: Gestaltung und Konstruktion von Strangpresswerkzeugen. *Aluminium*, Bd. 68, Teil I: (9), S. 776-779; Teil II: (10), S. 867-870; Teil III: (11), S. 959-964; Teil IV: (12), S. 1040-1041, 1992

-
- [Wib95] Wiberg, N.: Lehrbuch der Anorganischen Chemie. 101. Auflage, Walter de Gruyter Verlag, Berlin, 1995
- [Wil63] Wilson, D.V.; Chapman, J.A.: Effects of preferred orientation on the grain size dependence of yield strength in metals. J. Inst. Met., S. 1543-1551, 1963
- [Zha02] Zhang, J.; Wagner, L.: Influence of prior deformation on microstructure, mechanical properties and rollability of magnesium alloys. Materials Week 2002, Internat. Congress on Adv. Materials, their Processes and Applications, München, D, 2002
- [Zhu02] Zhu, Y.T.; Langdon, T.G.; Mishra, R.S.; Semiatin, S.L.; Saran, M.J.; Lowe, T.C.: Ultrafine grained materials. Magnesium Technology, TMS Annual Meeting, Proc., Seattle, Washington, USA, S. 297-304, 2002
- [Zoq98] Zoqui, E.J.; Robert, M.H.: Structural modifications in rheocast Al-Cu alloys by heat treatment and implications on mechanical properties. Journal of Materials Processing Technology, Bd. 78 (1-3), S. 198-203, 1998

Lebenslauf

Name: Jan-Frederik Lass
Geburtsdatum: 20.06.1969 in Münster (Westf.)
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: verheiratet

Schulbildung:

08/75 – 06/79 Grundschule, Münster (Westf.)
08/79 – 05/89 Gymnasium Wolbeck, Münster (Westf.)
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife (Abitur)

Ausbildung:

08/89 – 06/93 Ausbildung zum Fluggerätmechaniker
beim Heeresfliegerregiment 15, Rheine-Bentlage
Abschluss: Facharbeiter

Studium:

10/93 – 10/99 Universität Hannover, Fachrichtung Maschinenbau
Vertiefungsrichtung: Entwicklung und Konstruktion
Vertiefungsfächer: Werkstofftechnik, Verbrennungskraftmaschinen
Abschluss: Diplom-Ingenieur

Praktika:

05/97 – 06/97 P.T. Tesena Inovindo, Jakarta, Indonesien
08/97 Abu-Qir Fertilizers and Chemical Industries Co.,
Alexandria, Ägypten

Berufliche Tätigkeit:

seit 11/99 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am
Institut für Werkstoffkunde der Universität Hannover
seit 02/03 Leiter der Fachgruppe Magnesiummetallurgie im
Bereich Technologie der Werkstoffe
seit 04/04 stellv. Bereichsleiter im Bereich Technologie der
Werkstoffe