

Erweiterung der Prozessgrenzen beim Strangpressen von Magnesiumknetlegierungen der AZ-Reihe durch das hydrostatische Strangpressverfahren

(Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-Harburg
als Dissertation angenommene Arbeit)

Autor:

J. Swiostek

**wissen
schafft
nutzen**

GKSS 2008/5

**Erweiterung der Prozessgrenzen beim Strangpressen
von Magnesiumknetlegierungen der AZ-Reihe
durch das hydrostatische Strangpressverfahren**

(Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-Harburg
als Dissertation angenommene Arbeit)

Autor:

J. Swiostek

(Institut für Werkstoffforschung)

Die Berichte der GKSS werden kostenlos abgegeben.
The delivery of the GKSS reports is free of charge.

Anforderungen/Requests:

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH
Bibliothek/Library
Postfach 11 60
21494 Geesthacht
Germany
Fax.: +49 4152 87-17 17

Als Manuskript vervielfältigt.
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor.

ISSN 0344-9629

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH · Telefon (04152) 87-0
Max-Planck-Straße 1 · 21502 Geesthacht / Postfach 11 60 · 21494 Geesthacht

Erweiterung der Prozessgrenzen beim Strangpressen von Magnesiumknetlegierungen der AZ-Reihe durch das hydrostatische Strangpressverfahren

(Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-Harburg als Dissertation angenommene Arbeit)

Jacek Swiostek

156 Seiten mit 180 Abbildungen und 13 Tabellen

Zusammenfassung

Stranggepresste Magnesiumprofile stellen aufgrund ihres außerordentlichen Leichtbaupotentials eine attraktive Werkstoffalternative gegenüber technisch etablierten Konstruktionswerkstoffen, wie Stahl oder Aluminium dar. Die Herstellung von stranggepressten Profilen aus Magnesiumlegierungen ist hinsichtlich der Prozessführung unter Verwendung konventioneller Strangpressverfahren limitiert, da die Prozessführung einerseits in der erreichbaren Strangpressgeschwindigkeit begrenzt ist und andererseits der reduzierten Umformbarkeit des hexagonalen Magnesiums durch erhöhte Temperatur Rechnung getragen werden muss. Die mechanischen Eigenschaften der Magnesiumprofile sind außerdem noch nicht ausreichend und zu inhomogen, um ihre breite Anwendung im Leichtbau zu gewährleisten.

Diese Arbeit greift die oben genannte Problematik auf, indem das hydrostatische Strangpressverfahren zur Herstellung von Profilen aus Magnesiumknetlegierungen als potenzielles Verfahren überprüft wurde. Dank allseitigem Druck, der während des hydrostatischen Prozesses herrscht, war es erstmalig möglich, die Umformtemperaturen für Magnesiumlegierungen der AZ-Reihe bis auf 100 °C abzusenken. Gleichzeitig konnte aufgrund der sehr geringen Reibung, die während des hydrostatischen Strangpressprozesses herrscht, die Erwärmung während der Strangpressverfahren deutlich reduziert werden. Durch eine Reduktion der Umformtemperaturen mit gleichzeitiger Minimierung der Erwärmung während des hydrostatischen Strangpressens wurde eine Heißrissbildung an der Oberfläche der stranggepressten Profile unterdrückt. Damit konnten die Prozessgeschwindigkeiten bei allen verwendeten Legierungen bis zum Faktor vier erhöht werden, sodass die Wirtschaftlichkeit des Prozesses gewährleistet werden konnte.

Als wichtigste Erkenntnis aus der Mikrostrukturanalyse an den hydrostatisch stranggepressten Profilen kann angeführt werden, dass mit Hilfe dieses Verfahrens sehr feinkörnige Materialien mit einer durchschnittlichen Korngröße von unter 5 µm bei den verwendeten Legierungen reproduzierbar erzeugt werden konnten. Im Rahmen der Untersuchungen zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation konnte festgestellt werden, dass im Fall der hydrostatisch stranggepressten AZ-Legierungen mit sinkender Korngröße erhöhte Festigkeitswerte ohne erkennbaren Duktilitätsverlust resultieren. Die Abhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0.2}$ von der Korngröße für die Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 erfolgte in einer typischen Hall-Petch-Darstellung. Die signifikante Kornfeinung trug außer zur Festigkeitssteigerung auch zur Isotropie der mechanischen Eigenschaften bei, sodass die unerwünschte Zug-Druck-Asymmetrie effektiv minimiert werden konnte. Es ist zu betonen, dass sich aufgrund geeigneter Prozessparameter wie Strangpresstemperatur, -verhältnis und -geschwindigkeit die optimale Korngröße beeinflussen lässt. Damit ist es möglich, eine eindeutige Prozess-Gefüge-Eigenschafts-Korrelation für die AZ-Legierungen herzustellen.

The extrusion of AZ-Series Magnesium Alloys – Extending the Processing Limits by Hydrostatic Extrusion

Abstract

The present study is concerned with the analysis of the influence of hydrostatic extrusion on the microstructural development and mechanical properties of extruded profiles of the AZ-series magnesium alloys. This work also deals with the correlation between the microstructure and resulting mechanical properties for the case extruded profiles.

Vorwort

Diese Dissertation widme ich meinen Eltern und meiner Schwester, ohne deren Glauben und moralische Unterstützung ich meine beruflichen Wünsche nicht hätte verwirklichen können.

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand am Institut für Werkstoffforschung des GKSS-Forschungszentrums Geesthacht.

Dem Leiter des Magnesium Innovations Center „MagIC“, Herrn Prof. K.U. Kainer, danke ich für das Zustandekommen dieser Arbeit sowie für die Unterstützung und Förderung.

Für die Übernahme des Koreferats und die eingehende Durchsicht der Arbeit danke ich Herrn Prof. J. Albrecht von der TU-Hamburg-Harburg und dem Herrn Prof. S. Szczepanik von der Bergbau-und-Hütten-Akademie aus Krakau.

Herrn Dr. D. Letzig vom GKSS-Forschungszentrum, dem Abteilungsleiter Abteilung „Magnesiumknetlegierungen“, wo ich über fünf Jahre tätig war, bin ich für die langjährige Unterstützung und Förderung während meiner Promotion besonders dankbar.

Herrn Dr. J. Bohlen vom GKSS-Forschungszentrum gilt mein besonderer Dank für die enge fachliche Zusammenarbeit, konstruktive Diskussionen und die Bereitstellung von Messergebnissen, ohne die diese Arbeit nicht entstanden wäre.

Frau Dipl.-Ing. K. Hantzsche danke ich für die Unterstützung bei der Korrektur meiner Dissertation in der letzten und wichtigster Phase meiner Promotion.

Herrn V. Kree, dem Leiter der Metallographie, Frau P. Fischer und Herrn G. Wiese bin ich für Unterstützung im Bereich der Metallographie und Mikrostrukturanalyse bei meiner Dissertation sehr dankbar.

An Frau Dr. L. Fuskova, Herrn Dr. J. Wendt, Herrn Dr. P. Beaven, Herrn Dr. G. Kurz, Herrn A. Reichart, Herrn R. Gonzalez-Martinez, Herrn E. Meza-Garcia, Herrn M. Nürnberg, Herrn Dr. N. Hort, Herrn Dr. H. Dieringa, Herrn G. Meister, Herrn W. Punessen, Herrn Dr. C. Blawert, Herrn Dr. W. Dietzel, Herrn J. Burmester sowie meine gute Freundin Frau H. Przydatek geht zudem mein herzlicher Dank für Ihre Hilfsbereitschaft.

Ganz am Ende möchte ich mich bei meinem guten Freund Herrn Prof. J. Göken von ganzem Herzen bedanken. Er hat mich während meines gesamten Aufenthaltes in Deutschland immer unterstützt, und ohne seine wertvollen Ratschläge wäre diese Arbeit nicht rechtzeitig entstanden.

Geesthacht, April 2008

Jacek Swiostek

Inhaltverzeichnis

1 Einleitung	1
1.1 Entwicklung und Anwendungspotential von Magnesiumknetlegierungen	1
1.2 Ziel der Arbeit	3
2 Stand der Forschung und Strangpresstechnik	5
2.1 Begriff des Strangpressens	5
2.2.1 Direkter Strangpressprozess	6
2.2.2 Indirekter Strangpressprozess	6
2.2.3 Hydrostatischer Strangpressprozess und sein Potential	7
2.2 Modellhafte Beschreibung des Strangpressprozesses	14
2.3 Prozessfenster des Mg-Strangpressens	21
2.4 Werkstoffrelevante Grundlagen	26
2.4.1 Eigenschaften von Magnesium	26
2.4.2 Einfluss der Zulegierungselemente	35
2.4.3 Magnesium-Aluminium-Zink System	36
2.4.4 Möglichkeiten der Eigenschaftsverbesserung	38
3 Experimente und charakterisierende Methoden	41
3.1 Vorbereitung des Vormaterials	41
3.2 Ermittlung der Fließspannung	43
3.3 Hydrostatische Strangpresseexperimente	47
3.4 Vergleichsversuche mit indirektem Strangpressverfahren	53
3.5 Charakterisierung des Profils	56
3.5.1 Probenpräparation, Mikroskopie und Gefügeanalyse	57
3.5.2 Texturmessung	58
3.5.3 Untersuchung der mechanischen Eigenschaften	60

4 Versuchsergebnisse	61
4.1 Analyse des Vormaterials	61
4.2 Fließeigenschaften von AZ-Legierungen	66
4.3 Berechnungen zum Prozessfenster für den hydrostatischen Strangpressprozess	71
4.4 Ergebnisse der hydrostatischen Strangpressversuche an Rundprofile	77
4.4.1 Einfluss der Presstemperatur	77
4.4.2 Einfluss der Strangpressgeschwindigkeit	89
4.4.3 Einfluss des Strangpressverhältnisses	93
4.5 Ergebnisse des indirekten Strangpressens	97
4.6 Einfluss der Profilform	101
4.7 Ergebnisse der Härtemessung	107
4.8 Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs	108
4.9 Wärmebehandlung an stranggepressten Profilen	109
5 Zusammenfassende Diskussion	113
5.1 Diskussion der Strangpresseexperimente	113
5.2 Diskussion der mechanischen Eigenschaften	121
6 Zusammenfassung und Ausblick	128
7 Literatur	131
8 Anhang	143

Formelzeichen und Abkürzungen

Kurzzeichen	Bezeichnung
A	Fläche
A ₅	technische Bruchdehnung
A _V	Kerbschlagzähigkeit
C	spezifische Wärme
d	Korndurchmesser
F	Kraft
h	Probenhöhe
h ₀	Anfangsprobenlänge
HV	Härte (Vickers)
k	die Hall-Petch-Steigung (Korngrenzenverfestigungsfaktor)
k _f	Fließspannung
L	Länge
m ₃ , m ₄	Reibfaktor
m	Verfestigungsexponent
p	Pressdruck
D	Durchmesser
R _m	Zugfestigkeit
Rp _{0.2}	0.2% - Dehngrenze unter Zugbelastung
Rp _{C0.2}	0.2% - Dehngrenze unter Druckbelastung
T	Umformtemperatur
T _E	Austrittstemperatur des Profils
T _S	Strangpresstemperatur
ΔT	Temperaturanstieg während des Strangpressprozesses
v	Strangpressgeschwindigkeit
V	Stempelgeschwindigkeit
ρ	spezifische Dichte des stranggepresstes Materials

Formelzeichen und Abkürzungen (Fortsetzung)

Kurzzeichen	Bezeichnung
ψ	Strangpressverhältnis
$\dot{\phi}$	Umformgeschwindigkeit
α	Hälfte des Matrizenwinkels
σ	Spannung
φ	Umformgrad
Γ	Fläche
d	Netzebenenabstand des Atomgitters
λ	Winkel zwischen angreifender Spannung und Gleitrichtung
τ_c	Kritische Schubspannung
m_s	Schmid-Faktor
χ	Winkel zwischen angreifender Spannung und Gleitebenen-Normalen
λ	Wellenlänge
θ	Winkel
σ_i	innere Reibspannung

1 Einleitung

1.1 Entwicklung und Anwendungspotential von Magnesiumknetlegierungen

Durch den Einsatz von Magnesiumlegierungen lässt sich gegenüber technisch etablierten Konstruktionswerkstoffen wie Stahl oder Aluminium eine erhebliche Gewichtseinsparung im Fahrzeugbau erzielen, die eine signifikante Reduktion von CO₂ nach sich zieht. Obwohl dieser ökologische Aspekt erkannt wird und es das Ziel sein sollte, möglichst viele Komponenten aus Magnesiumlegierungen zu fertigen, ist der Einsatz überwiegend auf Magnesiumdruckgusslegierungen beschränkt. Jedoch birgt gerade der Bereich der Umformprodukte ein hohes Gewichtseinsparungspotenzial für den geeignete Magnesiumknetlegierungen benötigt werden. Bislang spielten diese Produkte auf dem Technologiemarkt allerdings kaum eine Rolle /Ste04, Clo05/.

Das große wirtschaftliche und technologische Potenzial der Magnesiumknetlegierungen wird immer deutlicher, da sie im Vergleich zu Mg-Druckgussprodukten über feinere Gefüge und daraus resultierende höhere Festigkeiten und Duktilitäten verfügen /Sta01, Bro02/. Aus diesem Grund werden schwerpunktmäßig Forschungs- und Entwicklungsarbeiten zum breiteren Einsatz von magnesiumbasierten Bauteilen auf der Basis von umgeformten Halbzeugen wie stranggepresste Profile, gewalzte Bleche und geschmiedete Bauteile forciert /Ens00, Juc03/. Dies ist auch Thema EU-geförderter Forschungsprojekte /Mag02, Mag06/, national unterstützter Initiativen /Mer02, Juc04, Vie04/ und verschiedener Schwerpunktprogramme /Kai04/. Die Entwicklung und Etablierung des Strangpressens von Magnesium ist dabei einer der wichtigsten Schwerpunkte der wissenschaftlichen und technologischen Arbeiten, um eine Erweiterung des Einsatzes von Magnesiumlegierungen für den metallischen Leichtbau im Fahrzeug- und Flugzeugbau zu erreichen. In diesem Zusammenhang stellt die Automobilindustrie den mit Abstand wichtigsten Industriezweig dar, der Magnesiumlegierungen (bisher ausschließlich im Druckguss) in großem Maßstab schon verarbeitet und auch in Zukunft verarbeiten wird. Dabei wird nicht nur angestrebt, das Gewicht der Karosserie und des Antriebstranges zu reduzieren, sondern auch tragende Strukturbauteile im Automobil durch den Einsatz stranggepresster Profile auf Mg-Basis in Verbindung mit Blechen und Schmiedeteilen in die Betrachtungen einzubeziehen /Gra02, Sta01/. Die Entwicklung einer technologischen Prozesskette muss deshalb die wirtschaftliche Herstellung von qualitativ hochwertigen

Profilen aus Magnesiumlegierungen zum Ziel haben. Deren mechanische und chemische Eigenschaften, Oberflächenqualität sowie Korrosionsbeständigkeit müssen bei deutlich reduziertem Gewicht mit denen der bisher verwendeten Stahl- oder Aluminiumlegierungen vergleichbar sein, was bislang allerdings nicht der Fall ist.

Vormaterialproduktion und Korrosionsschutz haben sich in den letzten Jahren weiterentwickelt /Gra02a, Pra04/, jedoch bleibt die ungelöste Problematik des wirtschaftlich relevanten Strangpressens /Bet05/. Hierbei handelt es sich unter anderem um das schmale, wenig erforschte Prozessfenster der Umformung von Magnesiumlegierungen, was als limitierender Faktor für deren Einsatz gilt. Infolge der hexagonalen Gitterstruktur ist die Verformbarkeit von Magnesium bei niedrigen Temperaturen eingeschränkt, was das Strangpressen im Temperaturbereich unterhalb von 250°C sehr erschwert. Bei höheren Umformtemperaturen kommt es dagegen schon bei niedrigen Pressgeschwindigkeiten auf der Oberfläche der stranggepressten Materialien zur Bildung von Warmrissen. Deren Vermeidung erfordert zurzeit eine Verringerung der Pressgeschwindigkeiten, wodurch jedoch die Wirtschaftlichkeit des Magnesiumstrangpressens nicht gewährleistet werden kann /Fis03, Clo05/. Aus diesem Grund sind die Strangpresskosten nicht wettbewerbsfähig gegenüber Aluminiumprofilen, so dass Mg-Strangpressprofile seit Jahren nur einen sehr geringen Bruchteil der gesamten Strangpressproduktion ausmachen /Ext89, Sch04/.

Der zweite entscheidende limitierende Faktor beim Einsatz von stranggepressten Magnesiumprodukten sind ihre nicht ausreichenden bzw. inhomogenen mechanischen Eigenschaften, die insbesondere bei Zug- und Druckbelastung deutlich werden /Las02/. Um die Anwendung von Strangpressprofilen zu etablieren, sind Streckgrenzen $R_{p0.2}$ unter Zugbelastung von 200-300MPa erforderlich, wobei die Differenz der Werte zwischen Zug- und Druckbelastung maximal 10% nicht überschritten werden darf. Die Erzielung derartiger Eigenschaften bei gepressten Halbzeugen muss zusätzlich (bei der wirtschaftlich relevanten Prozessführung) mit Strangpressgeschwindigkeiten im Bereich zwischen 10 und 50m/min stattfinden, um eine wirtschaftliche Relevanz zu erreichen /Mer02, Hog05/ und den breiten Einsatz von Mg-Strangpressprodukten im Leichtbau zu ermöglichen.

1.2 Ziel der Arbeit

Nach dem derzeitigen Stand der Technik scheint die wirtschaftliche Herstellung von Profilen aus bekannten Magnesiumlegierungen mit den zuvor genannten isotropen mechanischen Eigenschaften zumindest mit etablierten Strangpressverfahren wie dem direkten und indirekten Strangpressen nicht realisierbar zu sein.

Diese Arbeit befasst sich daher mit dieser Herausforderung, indem das hydrostatische Strangpressverfahren zur Herstellung von Profilen aus Magnesium als potenzielles Verfahren überprüft wird. Dieser Pressprozess ist durch einen allseitig vorherrschenden konstanten Spannungszustand in der Umformzone während der Umformung charakterisiert und wird üblicherweise bei extrem schwer umformbaren Werkstoffen angewendet. Aus diesem Grund scheint er für die Verarbeitung von Magnesiumlegierungen viel versprechend zu sein. Der Fokus der Arbeit liegt dabei auf der Erweiterung der Prozessgrenzen beim Strangpressen von Magnesiumlegierungen. Von besonderer Bedeutung ist hierbei die Umformung bei deutlich höheren Geschwindigkeiten und niedrigeren Umformtemperaturen als sie derzeit in konventionellen direktem und indirektem Strangpressverfahren erzielt werden. Diese soll im Rahmen typischer industrieller Bedingungen durchgeführt werden, um zukünftig eine großtechnische Umsetzung der Ergebnisse zu ermöglichen. Für die Untersuchungen werden Legierungen der AZ-Reihe der Mg-Knetlegierungen verwendet, die sich durch ihren Gehalt an Aluminium unterscheiden. Diese sind bekannte Legierungen wie AZ31 und die höherfesten Variationen AZ61 und AZ80.

Ein zweiter entscheidender Aspekt dieser Arbeit ist, ein besseres Verständnis für die Gefügeentwicklung und die mechanischen Eigenschaften von stranggepressten Profilen zu schaffen. Eine Eigenschaftsverbesserung soll dabei durch eine prozesstechnisch erreichbare Gefügeverfeinerung realisiert werden. Der Einfluss der Prozessparameter wie Strangpresstemperatur, -verhältnis und -geschwindigkeit auf die Gefügeentwicklung und den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften wird untersucht, sowie eine Korrelation zwischen dem Gefüge und den mechanischen Eigenschaften aufgezeigt und diskutiert. Zusätzlich wird der hydrostatische Strangpressprozess mit dem konventionellen indirekten Strangpressprozess in Bezug auf Prozessparameter und Eigenschaften der Profile verglichen, um Unterschiede zwischen diesen beiden Verfahren aufzuzeigen.

Mit Hilfe der Ergebnisse dieser Arbeit wird ein tiefergehendes Verständnis des Strangpressverhaltens und der mechanischen Eigenschaften von stranggepressten Profilen angestrebt, dass zukünftig eine wirtschaftlich relevante Herstellung ermöglicht und einen umfassenden industriellen Einsatz als Substitutions- und Komplementärwerkstoff zum etablierten technischen Werkstoff Aluminium eröffnen könnte.

2 Stand der Forschung und Strangpresstechnik

2.1 Begriff des Strangpressens

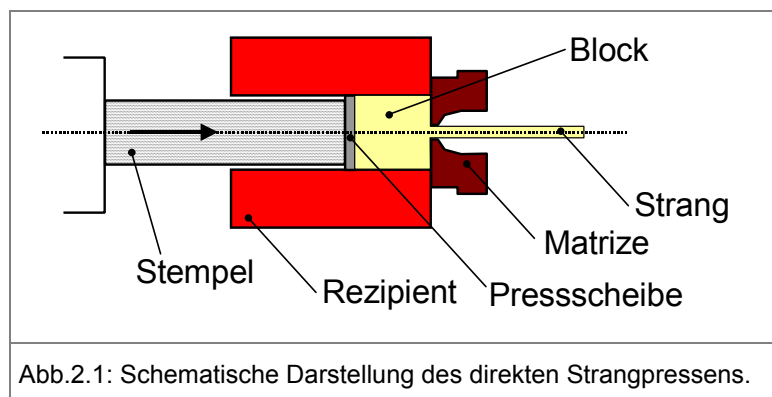
Der Strangpressprozess ist ein Umformverfahren zur Herstellung von Stangen, Rohren, Profilen und Drähten aus Leicht- und Schwermetallen, Stahl sowie metallischen Verbundwerkstoffen und gehört nach der Klassifizierung der Umformverfahren laut DIN 8580 zum so genannten "Druckumformen" /Mue03/. Der allseitige Druckspannungszustand in der Umformzone beeinflusst das Formänderungsvermögen der umzuformenden Werkstoffe, so dass neben großen Formänderungen in einem Umformschritt auch komplexe Profilquerschnitte hergestellt werden können /Zob67, Bau01, She99/. Für die Fertigung von Hohl- und Vollprofilen unterscheidet man grundsätzlich drei verschiedene Strangpressverfahren:

- Direktes Strangpressen,
- Indirektes Strangpressen,
- Hydrostatisches Strangpressen.

Gut umformbare Werkstoffe werden generell direkt und indirekt stranggepresst. Der hydrostatische Strangpressprozess wird dagegen für schwer umformbare Legierungen und Supraleiter bei niedrigen Umformtemperaturen verwendet. Da Magnesiumlegierungen bei niedrigen Temperaturen als schwer umformbar gelten, steht hier für diese Legierungen ein bisher kaum erforschtes Strangpressverfahren zur Verfügung. Darüber hinaus wird zwischen dem Warm- und Kaltstrangpressverfahren unterschieden. Unter Warm-Strangpressen versteht man das Verpressen von Blöcken, die vor dem Einsatz in die Presse erwärmt werden. Unter Kalt-Strangpressen wird das Verpressen von Blöcken verstanden, die ungewärmt in der Presse eingesetzt werden. Alle Strangpressprozesse kann man prinzipiell mit oder ohne Schmiermittel führen. Die heutige große wirtschaftliche Bedeutung der Strangpressverfahren ist nicht zuletzt auf die technischen Entwicklungen der letzten Jahre in den Bereichen Maschinenkonstruktion (Anlagenbau, Verfahrenstechnik, Steuerung, Prozesskontrolle), Werkzeugfertigung und den grundlegenden Untersuchungen zur Bestimmung des erforderlichen Kraft- und Arbeitsbedarfes zurückzuführen.

2.1.1 Direkter Strangpressprozess

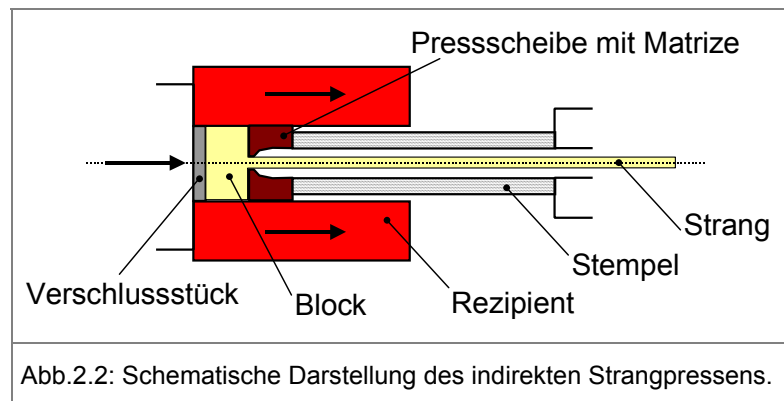
Der direkte Strangpressprozess ist der industriell am häufigsten eingesetzte Strangpressprozess. Die schematische Prozessführung des direkten Strangpressens ist in Abb.2.1 dargestellt. Bei diesem Verfahren wird der Pressblock im Rezipient (Aufnehmer) aufgestaucht, so dass er den Durchmesser der Aufnehmerbohrung annimmt /Lau81, Bau01/. Danach wird der Block vom Stempel durch die formgebende Matrize hindurchgepresst. Hierbei findet zwischen Block und Aufnehmer eine Relativbewegung statt. Dadurch ist zur Verschiebung des Blockes im Aufnehmer eine zusätzliche Kraft erforderlich, um die Reibung zu überwinden. Die Reibung zwischen dem Block und der Matrize (außer der Reibung zwischen dem Billet und der Matrize) hat einen direkten Einfluss auf die Presskräfte und führt daher zu einem erhöhten Energieverbrauch im Vergleich zum indirekten oder hydrostatischen Strangpressprozess. Um diese Reibung zu vermindern, kommen durch das Strangpressmaterial definierte Schmiermittel zum Einsatz.



2.1.2 Indirekter Strangpressprozess

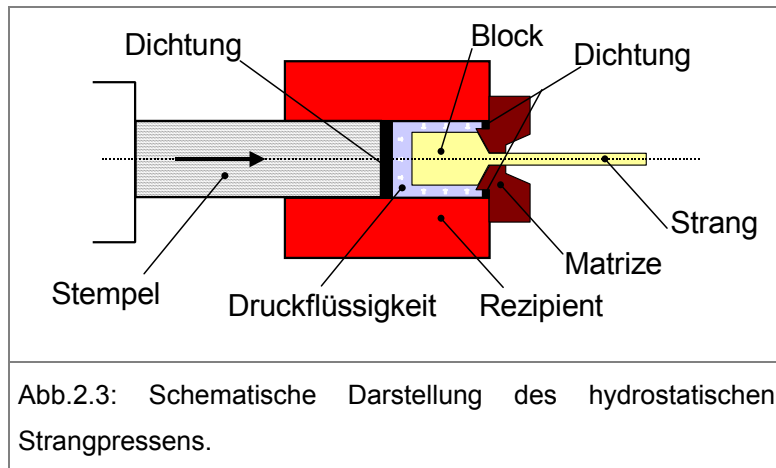
Das Prinzip des indirekten Strangpressprozess ist in Abb.2.2 dargestellt. Hierbei wird der Pressblock, wie beim direkten Strangpressprozess, zunächst im Rezipient aufgestaucht. Ein Verschlussstempel verschließt einseitig den Rezipient. Von der anderen Seite dringt die Matrize, die sich gegen einen feststehenden Hohlstempel abstützt, in den Aufnehmer ein. Beim Pressen bewegen sich Block und Rezipient parallel, so dass keine Relativbewegung und damit auch keine Reibung zwischen ihnen entsteht. Es findet lediglich eine Relativbewegung zwischen Rezipient und Matrize statt. Die Reibung zwischen Matrize und Aufnehmer ist jedoch vernachlässigbar gering. Lediglich die Reibung zwischen dem Pressblock und der Matrize bleibt bestehen. Dies

führt zu einer Absenkung der Gesamtumformkraft und eröffnet die Möglichkeit sowohl die realisierbaren Strangpressverhältnisse (Strangpressverhältnis $\Psi = A_0/A_f$, wobei A_0 die Querschnittsfläche des Pressbolzens und A_f die Querschnittsfläche des Profils) zu vergrößern als auch die Blockeinsatztemperaturen im Vergleich zum direkten Strangpressprozess abzusenken /Bau01, Mue03/.

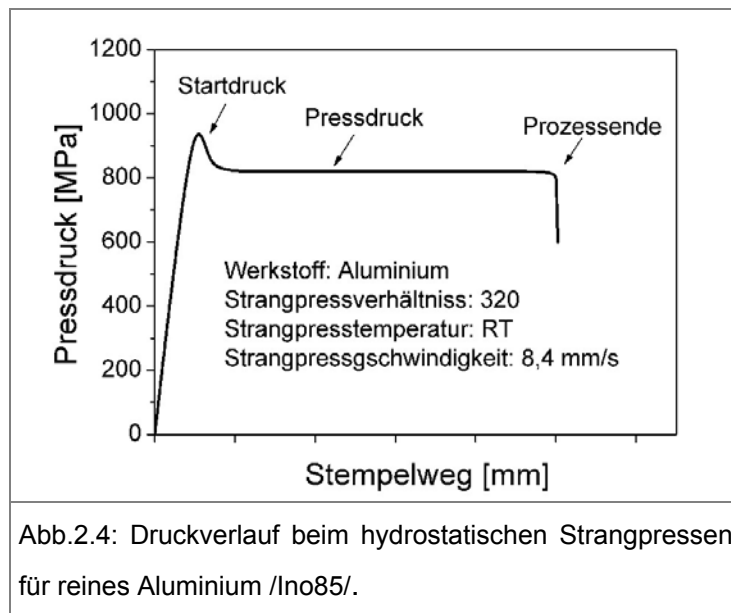


2.1.3 Hydrostatischer Strangpressprozess und sein Potential

Beim hydrostatischen Strangpressen wird der Block im Aufnehmer von einem Hydrostatikummedium (Druckflüssigkeit, Druckmedium) umgeben. Der zylindrische Block ist mit einem Konus versehen und befindet sich passgenau in einer konischen Matrize. Die Passung in der Matrize muss zu Beginn und über die gesamte Prozesszeit druckdicht sein, damit die Druckflüssigkeit nicht entweicht. Der Rezipient wird gegenüber dem Stempel und der Matrize ebenfalls abgedichtet (Hochdruckdichtungen). Der Pressstempel überträgt einen Druck auf die Druckflüssigkeit, wodurch der Block durch die Matrize hindurchgepresst wird, ohne dass der Stempel den Block berührt. Im Laufe des Prozesses verliert sich ein Teil der Druckflüssigkeit zwischen der Matrize und dem Block, so dass das herausgetretende Profil mit einem Film bedeckt ist. Die Reibung zwischen der Matrize und dem Block wird dadurch verringert. Die schematische Darstellung des Prozesses ist in Abb.2.3 dargestellt.

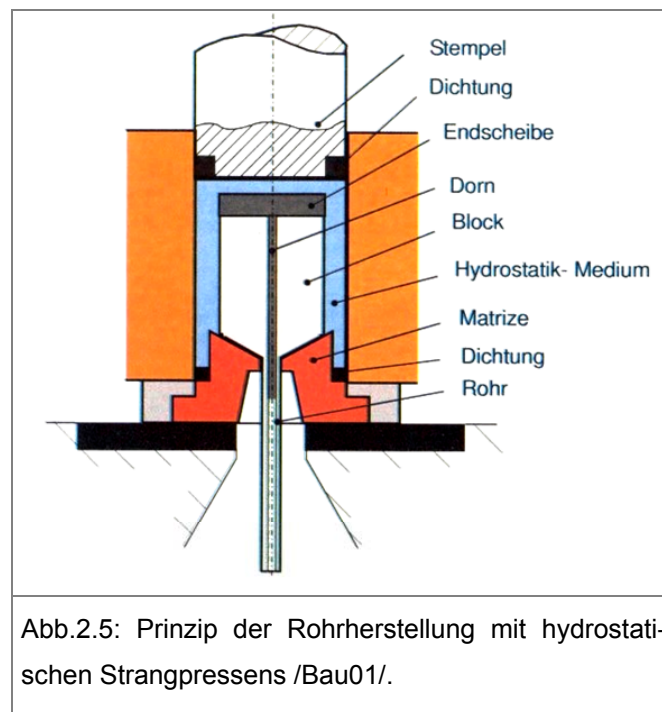


Der prinzipielle Druckverlauf beim hydrostatischen Strangpressen wird in Abb.2.4 gezeigt. In der Anfangsphase des Prozesses steigt der Pressdruck zu einem sogenannten Startdruck an /Bau01/. Es kommt damit kurzzeitig zu einer Erhöhung der Strangaustrittsgeschwindigkeit, was für die Prozessführung unerwünscht ist, weil der Anfang des herausgetretenden Profiles beschädigt werden kann. Der Startdruck kann bis ca. 15% höher als der Druck in stationärem Zustand betragen /Bau01/. Danach sinkt der Druck auf einen quasi-stationären Pressdruck ab, der für die Umformung des Billets in der stationären Phase mit konstanter Strangaustrittsgeschwindigkeit notwendig ist. Der stationäre Zustand ist prinzipiell durch konstante Presskräfte charakterisiert.



Vorteile des hydrostatischen Strangpressens gegenüber dem direkten und indirekten Strangpressprozess:

- Möglichkeit der Erniedrigung der Prozesstemperatur gegenüber konventioneller direkter und indirekter Pressverfahren
- Erzielen von höheren Strangpressgeschwindigkeiten ohne Gefahr von Heißrissigkeit d.h. Reduzierung der Prozesskosten
- Bearbeitung von schwer umformbaren, spröden Werkstoffen
- durch den gleichmäßigen Materialfluss quer zur Extrusionsrichtung werden homogene Werkstoffeigenschaften über den Querschnitt erzielt
- keine Reibung zwischen dem Pressblock und dem Rezipienten
- reduzierte Reibung zwischen dem Block und der Matrize, was zur Verminderung der Presskräfte im Vergleich zu anderen Strangpressprozessen führt
- der Spannungszustand in der Umformzone hat einen großen hydrostatischen Spannungsanteil
- Realisierung von sehr hohen Strangpressverhältnissen, die die direkte Herstellung von Drähten ermöglicht
- Erzeugung von dünnwandigen Rohren sogar bis 0.5 mm (siehe Abb.2.5) Bilettdurchmesser ist unabhängig vom Durchmesser des Rezipienten, wobei stabil positioniert werden muss



Folgende Nachteile des hydrostatischen Strangpressens ergeben sich im Vergleich zu anderen Strangpressprozessen:

- der Block muss zur Gewährleistung der Dichtigkeit zum Beginn des Prozesses angespitzt sein, was mit technischem Aufwand und Materialverlust verbunden ist
- ein Pressrest muss immer vorhanden sein. Ein kontinuierliches Block-an-Block-Pressen ist lediglich bei sehr kleinen Anlagen zur Drahtproduktion möglich
- Brückenmatrizen zur Herstellung von Mehrkammerhohlprofilen werden nach heutigem Stand der Technik nicht verwendet
- Materialverlust durch Bohren für Hohlkammerprofile

Hydrostatisches Strangpressen dient hauptsächlich zur Herstellung von Profilen, Rohren und Drähten aus schwerumformbaren Werkstoffen wie hochfeste Aluminiumlegierungen, Kupferverbundwerkstoffen und Stahl, wo die Prozessführung aufgrund der sehr hohen Umformkräfte mit dem direkten oder indirekten Strangpressprozess begrenzt ist /Ino85, Nag82/. Mit dem hydrostatischem Verfahren können ebenfalls Produkte aus sehr spröden Legierungen produziert werden, deren Herstellung mit anderen Prozessen schwierig oder sogar nicht möglich ist /Adi71, Leo00, Jeo02/. Hier geht es um hauptsächlich Supraleiter, Titanlegierungen und Al-Verbunde /Ino85, Hor71/. Darüber hinaus ermöglicht dieser Prozess die Herstellung von dünnwandigen Halbzeugen wie z.B. Kupferrohren nur in einem technologischem Schritt aus einem dickerem Pressblock mit extremer Querschnittreduktion, wodurch mehrere notwendige Prozessschritte erspart werden /Ino85, Hog05/. Mit Hilfe des kommerziell eingesetzten direkten Strangpressprozesses werden dagegen derartige Rohren mit aufwendigen und kostenspieligen mehrstufigen Prozess verarbeitet, wobei das mehrfache Vorpressen des Materials notwendig ist. In den Abb.2.6 und Abb.2.6a sind Halbzeuge (Profile) dargestellt, die mittels hydrostatischen Strangpressen hergestellt worden sind. Erste Angaben über hydrostatisches Strangpressen von Magnesiumlegierungen sind bei Savage und King zu finden, die exemplarisch Magnesiumlegierungen unter industriellen Bedingungen hydrostatisch stranggepresst haben /Sav00/. Dabei wurde jedoch ähnlich wie bei konventionellen direktem und indirektem Strangpressen Parameterspektrum in Bezug auf Presstemperaturen und Pressgeschwindigkeiten eingesetzt. Auch in der letzten Zeit erfolgte (parallel und teilweise gekoppelt mit dieser Studie) das industriell ausgerichtete EU-Projekt „Magnextrusco“, deren Ziel die wirtschaftlich relevante Herstellung von Magnesiumprofilen mit Hilfe hydrostatischer Methode war /Boh05/.

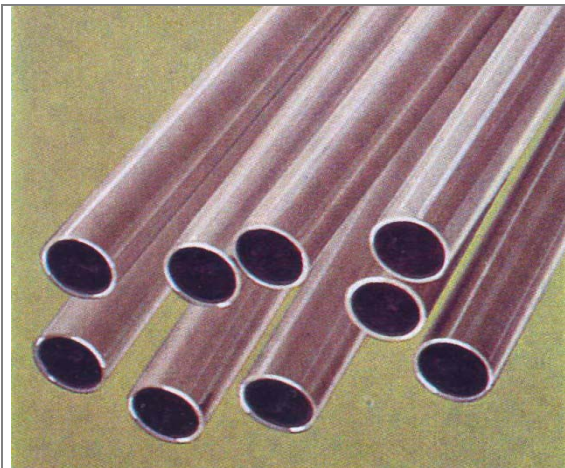


Abb.2.6: Mit einer Strangpressgeschwindigkeit von 120 m/min hydrostatisch stranggepresste Rohre aus der hochfesten Aluminiumlegierung 7075 /Hor71/.



Abb.2.6a: Pressreste von stranggepressten Produkten aus Kupfer-, Aluminium-, Tantal- und Nioblegierungen der Firma CEP in Freiberg /Moe04/.

Hydrostatische Strangpressanlagen kommen seit Anfang der 70-iger Jahre in der Metallindustrie zum Einsatz. In Abb.2.7 ist eine vollautomatisch betriebene Presse ASEA-1250t-Horizontalstrangpresse von schwedischer Firma „ASEA/ABB“ in laufender Produktion (Anlage befindet sich bei der Firma „CEP“ in Freiberg/Deutschland) zu sehen /Hog79/. Diese Presse ist mit einer Werkzeugbestückung, die so ausgelegt ist, dass Pressrohlinge mit 90mm Durchmesser und 350mm Länge mit 1200MPa und solche die mit 50mm Durchmesser und 350mm Länge bei etwa 3000MPa stranggepresst werden können /Hor71, Leo00/. Eine größere Variante von baugleicher Presse befindet sich in Waallwijk/Holland. Diese Presse kann mit Werkzeugen ausgerüstet werden, mit denen Pressrohlinge von 200mm Durchmesser und 1430mm Länge bei 1250MPa stranggepresst werden können. Diese beiden Maschinentypen lassen sich sowohl für die industrielle Produktion als auch für Forschungszwecke nutzen. Darüber hinaus befinden sich mehrere hydrostatische Strangpressanlagen in der Welt, die sowohl für die Produktion als auch für Forschungszwecke eingesetzt werden /Adi71, Ino85, Uni00/. Außer großen Anlagen zur Profilherstellung wurden ebenfalls kleinere hydrostatische Maschinen zur Drahtproduktion konstruiert, die die Herstellung von dünnwandigen Drähten aus Cu,- Pb- und Sn-haltigen Legierungen mit einem effektiven einstufigen Strangpressprozess ermöglichen /Adi71, Hyd00/.

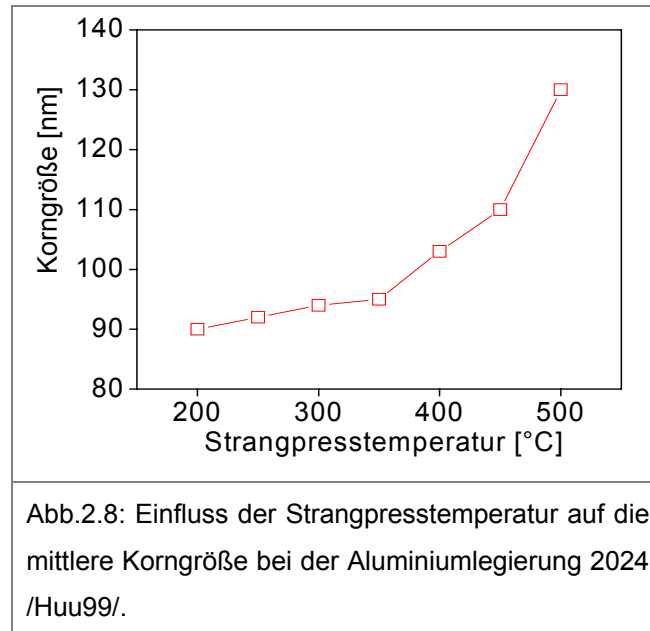


Abb.2.7: 1250-t-ASEA hydrostatische Strangpresse in Freiberg/Deutschland /Hog79/.

Außer den technologisch-wirtschaftlichen Vorteilen des hydrostatischen Strangpressverfahrens wird sein Einfluss auf die Gefügeentwicklung und die mechanischen Eigenschaften deutlich.

Da während des hydrostatischen Strangpressprozesses niedrigere Prozesstemperaturen als bei anderen Pressmethoden zusammen mit sehr hohen Umformgraden verwendet werden können, wird das Rekristallisationsverhalten der umgeformten Materialien so beeinflusst, dass starke Verfeinerungen der Gefügen bei derartig hergestellten Materialien festgestellt worden sind /Pug70, Ino85, Pac84, Lew05, Kur06/. Als Beispiel kann das stark verfeinte Gefüge von Kupferrohren dienen, die statt direkt bei 800°C hydrostatisch bei 400°C stranggepresst werden /Ino85/. Die weitere Senkung der Umformtemperatur bis zur Raumtemperatur wird bei der Herstellung von Kupferdrähten verwendet, wo vollrekristallisierte Mikrostrukturen im Nanobereich erzeugt werden /Pac82, Pac84/. Sehr verfeinte und homogene Mikrostrukturen wurden ebenfalls bei hochfesten Aluminiumprofilen aus verschiedenen Legierungen festgestellt, die im Temperaturbereich von ca. 200°C (konventionelles direktes Strangpressen verläuft bei diesen Werkstoffen bei ca. 400-450°C) hydrostatisch verarbeitet worden sind /Sei77, Ino85/. Andere Quellen berichten, dass sogar die Erzeugung von temperaturstabilen Mikrostrukturen im Nanobereich bei reinem Aluminium und

Aluminiumlegierungen mit Hilfe der hydrostatischen Strangpressmethode mit Prozessführung bei Raumtemperatur möglich ist und zur signifikanter Erhöhung der Streckgrenze führt /Sty82, Lew05, Kur06/. In Abb.2.8 ist der Einfluss der Presstemperatur auf die durchschnittliche Korngröße während des hydrostatischen Prozesses bei der Aluminiumlegierung 2024 dargestellt /Huu99/.



Bei hydrostatisch stranggepressten Werkstoffen konnten im Vergleich zu direkt gepressten Material verbesserte mechanische Eigenschaften festgestellt werden (eine um ca. 30-40% höhere Streckgrenze bei gleichzeitig erhöhter Bruchdehnung) /Pug70, Kur06/. Darüber hinaus weisen derartigen Materialien eine nahezu isotrope Eigenschaftsverteilung von der Profiloberfläche bis ins Innere im Gegensatz zu direkt gepressten Profilen auf /Pug70/.

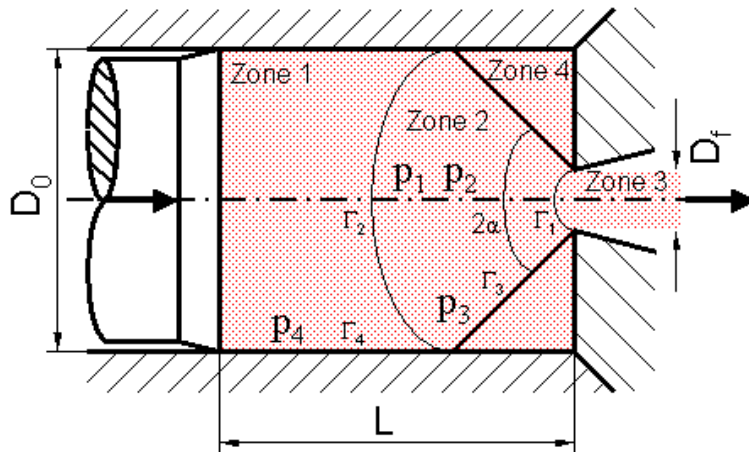
2.2 Modellhafte Beschreibung des Strangpressprozesses

Zur Abschätzung und Optimierung des hydrostatischen Strangpressprozesses hinsichtlich der Erweiterung der bekannten Prozessgrenzen für Magnesiumlegierungen soll eine modellhafte Beschreibung des Strangpressens verwendet werden. In diesem Zusammenhang bietet sich eine Beschreibung, die von Aviztur vorgenommen wurde [Avi64, Avi83, Ino85, Sil03], an, um die erforderlichen Pressdrücke beim Strangpressprozess in Abhängigkeit von der eingesetzten Strangpressmethode zu berechnen. Auf Basis von analogen Voraussetzungen wurden bereits Schätzungen vorgenommen, um die Prozessführung beim hydrostatischen Strangpressen von Aluminium, Kupfer und anderen NE-Metallen durchzuführen [Pug70, Hau83, Ino85, Elk97]. Alle Annahmen sind grundsätzlich für Rundprofile vorgesehen [Avi83].

Das Modell basiert auf der Darstellung des zum Strangpressen notwendigen Gesamtdruckes p , der sich aus den vier zur Umformung benötigten Einzeldrücken p_1 , p_2 , p_3 und p_4 zusammensetzt (Gleichung 2.1).

$$p = p_1 + p_2 + p_3 + p_4 \quad (2.1)$$

Zur Veranschaulichung der einzelnen Drücke sind in Abb. 2.9 die Zustände im Strangpressmaterial während des Prozesses modellhaft dargestellt. Der Pressdruck p_1 entsteht aufgrund der Reduktion des gesamten Materialquerschnittes in der Umformzone (Zone 2), die zwischen den Kreisflächen Γ_1 und Γ_2 liegt. Infolge der Materialschubung in der Umformzone kommt der Druck p_2 zustande. Der Druck p_3 ist auf die Reibung zwischen dem Material und der Matrize entlang der Fläche Γ_3 zurückzuführen und der Pressdruck p_4 auf die Reibung zwischen dem Pressblock und dem Rezipienten entlang der Fläche Γ_4 . Diese vier Drücke werden im folgendem genauer erklärt.



Zone 1	- Pressblock (das Material fließt nicht)
Zone 2	- Umformzone
Zone 3	- Profil (das umgeformte Material)
Zone 4	- Matrize (oder sog. „tote Zone“ bei der Verwendung der Flachmatrize bei direktem oder indirektem Strangpressprozess)
D_0	- Durchmesser des Pressblocks
D_f	- Durchmesser des Profils
$\psi = D_0^2/D_f^2$	- Strangpressverhältnis
2α	- Matrizenwinkel
L	- Länge des Pressbolzen
Γ_1, Γ_2	- Kreisflächen (Grenzen der Umformzone)
Γ_3	- Kreisfläche (Matrizenoberfläche)
Γ_4	- Kreisfläche (Rezipientenoberfläche)

Abb. 2.9: Skizze zu Abbildung des Strangpressens /Avi83, Sil03/.

Der Pressdruck p_1 (siehe Gleichung 2.2) entsteht aufgrund der gesamten Querschnittsreduktion, die durch den Umformgrad zwischen der Zone 1 und Zone 3 vorgegeben wird. Der Umformgrad ist profilabhängig und stellt gleichzeitig das Strangpressverhältnis* $\psi = D_0^2/D_f^2$ dar, wobei D_0 der Durchmesser des Pressblocks und D_f der Durchmesser des Profils ist. Er steigt dementsprechend mit steigendem Strangpressverhältnis an. Darüber hinaus wird der Druck durch den Matrizenwinkel 2α beeinflusst. Dieser Einfluss wird durch eine Funktion beschrieben, die von α abhängt (Gleichung 2.2a). Aufgrund der Tatsache, dass bei typischen α -Werten (die bei herkömmlichen Prozessbedingungen zustande kommen) die Funktion $f(\alpha) \approx 1$ (siehe Anhang 2), kann der Einfluss des Winkels bei der Berechnung des Pressdrucks vernachlässigt werden /Sei77, Hau83, Ino85, Sil03/.

* - Bei Rundprofilen wird das Strangpressverhältnis als $\Psi = D_0/D_f$ dargestellt, wobei D_0 der Pressblockdurchmesser ist und D_f der Profildurchmesser.

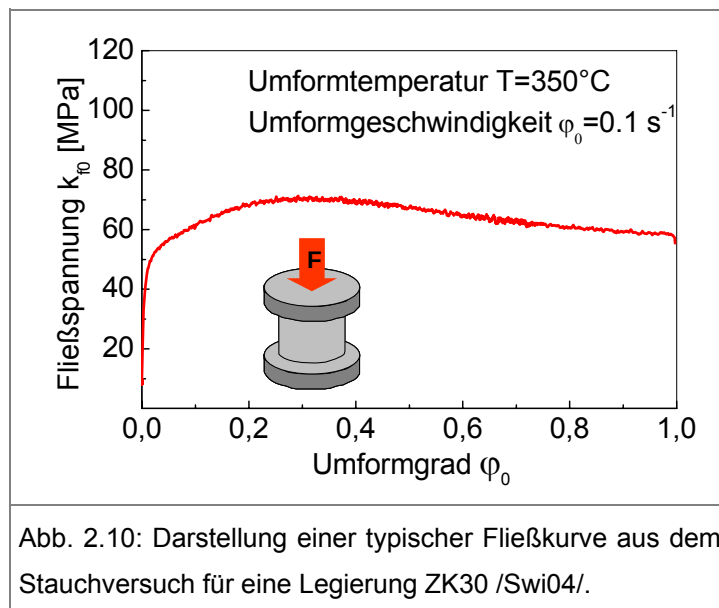
$$p_1 = k_f f(\alpha) \ln \psi \quad (2.2)$$

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left[1 - \cos \alpha \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{2\sqrt{33}} \ln \frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}} \cos \alpha + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha}} \right] \quad (2.2a)$$

Bei diesem Modell wird einen konstanter Materialfluss („steady state“) sowie eine konstante Fließspannung k_f während des Prozesses angenommen /Avi64, Avi83, Sil03/. Der Wert der Fließspannung k_f hängt direkt von der Umformgeschwindigkeit ab /Wue72, Lau81, Atw05/. Er wird nach Gleichung 2.3 ermittelt /Lau81/, wobei k_{f0} die aus Fließkurven ermittelte Fließspannung, $\dot{\phi}$ die Umformgeschwindigkeit in der Umformzone während des Strangpressprozesses, $\dot{\phi}_0$ die Umformgeschwindigkeit bei der Ermittlung der Fließkurven und m der Verfestigungsexponent, der die Empfindlichkeit der Fließspannung gegen die Umformgeschwindigkeit darstellt.

$$k_f = k_{f0} \left(\frac{\dot{\phi}}{\dot{\phi}_0} \right)^m \quad (2.3)$$

Fließkurven (Abb.2.10) werden in der Regel während der Stauchversuche bei bestimmten Parametern (Temperatur, Umformgeschwindigkeit und Umformgrad) ermittelt. Der Wert der Fließspannung wird aus dem stationären Bereich der Kurve entnommen und für Berechnungen des Strangpressprozesses verwendet. Weitere Angaben zur Messungen der Fließspannung befinden sich in Kap.3.2.



Die Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ in der Umformzone, während des Strangpressens, lässt sich nach Gleichung 2.4 berechnen [Bar03, Atw05], die den Zusammenhang zwischen der Stempelgeschwindigkeit der Maschine V , dem Pressverhältnis ψ und dem Pressblockdurchmesser D_0 darstellt.

$$\dot{\phi} = \frac{9.6\psi^{0.6}V}{D_0} \quad (2.4)$$

Die Erhöhung des Pressverhältnisses ψ oder der Stempelgeschwindigkeit V , führt zu einem Anstieg der mittleren Umformgeschwindigkeit. Dies bewirkt anschließend einen Anstieg der Fließspannung k_f und damit des Pressdrucks.

Der Druck p_2 (Gleichung 2.5) entsteht aufgrund der Materialschiebung in der Matrize (Zone 2) entlang der sphäroidischen Flächen Γ_1 und Γ_2 .

$$p_2 = \frac{2}{\sqrt{3}}k_f \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) \quad (2.5)$$

Der Druck p_3 (Gleichung 2.6) ist auf die Reibung zwischen dem Material und der Matrize entlang der Fläche Γ_3 zurückzuführen. Der Reibfaktor m_3 beschreibt die Reibung in dieser Zone. Bei indirektem und direktem Prozess mit Flachmatrizen ($2\alpha=180^\circ$) entspricht die Zone 4 einer so genannten „toten Zone“, die beim Materialfluss nicht beteiligt ist [Bau01]. Beim hydrostatischen Strangpressen wird diese Zone durch das konische Werkzeug ausgefüllt. Aufgrund sehr niedriger Reibung in der Umformzone beim hydrostatischen Strangpressen kann der Reibfaktor m_3 sehr kleine Werte annehmen oder im idealen Fall überhaupt vernachlässigt werden [Pug70, Lau81, Hau83, Bau01, Sil03]. Beim indirektem und direktem Strangpressprozess erreicht der Reibfaktor m_3 aufgrund der starken Reibung in der „toten Zone“, üblicherweise hohe Werte [Bar03, She04].

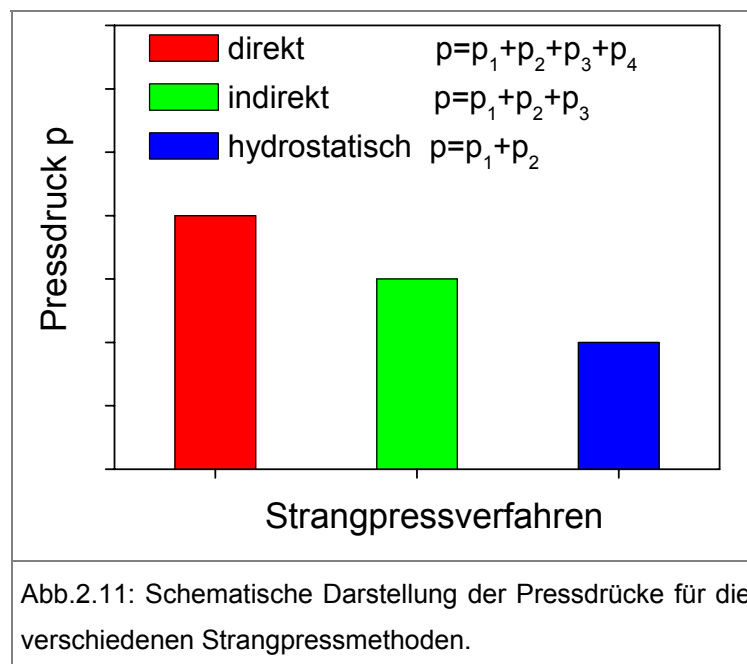
$$p_3 = \frac{k_f}{\sqrt{3}} m_3 \cot \alpha \ln \psi \quad (2.6)$$

Der Pressdruck p_4 (Gleichung 2.7) entsteht aufgrund der Reibung zwischen dem Pressblock und dem Rezipienten entlang der Fläche Γ_4 . Die Reibung zwischen Rezi-

pient und Pressblock wird durch den Reibfaktor m_4 (zwischen Rezipient und Pressblock) beschrieben.

$$p_4 = \frac{2}{\sqrt{3}} k_f m_4 \left[\frac{2L}{D_0} - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{\psi}} \right) \cot \alpha \right] \quad (2.7)$$

Die einzelnen Druckkomponenten haben einen entscheidenden Einfluss auf den Druckverlauf bei den verschiedenen Strangpressmethoden. Im direkten Strangpressprozess spielen alle vier Druckkomponenten eine Rolle. Beim indirekten Strangpressprozess fällt die Reibung zwischen dem Pressblock und der Matrize weg und damit auch die Druckkomponente p_4 . Beim hydrostatischen Strangpressprozess tritt ebenfalls keine Reibung zwischen dem Rezipient und dem Pressblock auf. Zusätzlich ist die Reibung zwischen dem Block und der Matrize so gering, so dass sie im idealen Fall vernachlässigt werden kann. Der schematische Verlauf des Pressdruckes ist (Abb.2.11) in Abhängigkeit von dem Pressverhältnis dargestellt.



Die Austrittstemperatur der Profile während des Strangpressens lässt sich ebenfalls prozessabhängig erklären /Stü68, Lau81, Bar03/. Die Austrittstemperatur T_E des Stranges während des Prozesses lässt sich nach Gleichung 2.8 entsprechend errechnen /Stü68, Bar03, Ino85, Sil03/. Sie ist die Summe der Ausgangstemperatur des Pressbolzens T_S und der während des Prozesses entstandenen Erwärmung ΔT .

$$T_E = T_S + \Delta T \quad (2.8)$$

Die Umformwärme ΔT (Gleichung 2.9) ist die Summe der Einzelwärmen, die prozessabhängig während des Strangpressens generiert werden.

$$\Delta T = \Delta T_1 + \Delta T_2 + \Delta T_3 \quad (2.9)$$

Die Umformwärme (adiabatische Erwärmung) ΔT_1 , die aufgrund der Materialumformung zwischen der Zone 1 und Zone 3 entsteht, lässt sich über die Gleichung 2.10 errechnen, unter der Annahme, dass die gesamte zur Umformung benötigte Arbeit in Wärme umgewandelt wird /Stü68, Lau81, Ino83, Sil03/.

$$\Delta T_1 = \frac{k_f \ln \psi}{\rho C} \quad (2.10)$$

In diesem Fall hängt die erzeugte Wärme von der Fließspannung, dem Strangpressverhältnis und den physikalischen Eigenschaften des stranggepressten Materials wie der spezifischen Dichte ρ und der spezifischen Wärme C ab.

Beim indirekten Strangpressen kommt zusätzlich die Reibungswärme ΔT_2 dazu (siehe Gleichung 2.11), die aufgrund der Reibungsarbeit zwischen dem Pressblock in der Matrize erzeugt wird, wobei v die Pressgeschwindigkeit, s die Berührungsstrecke zwischen Strang und Matrize und a die Temperaturleitzahl darstellt /Stü68, Lau81, Bar03/,

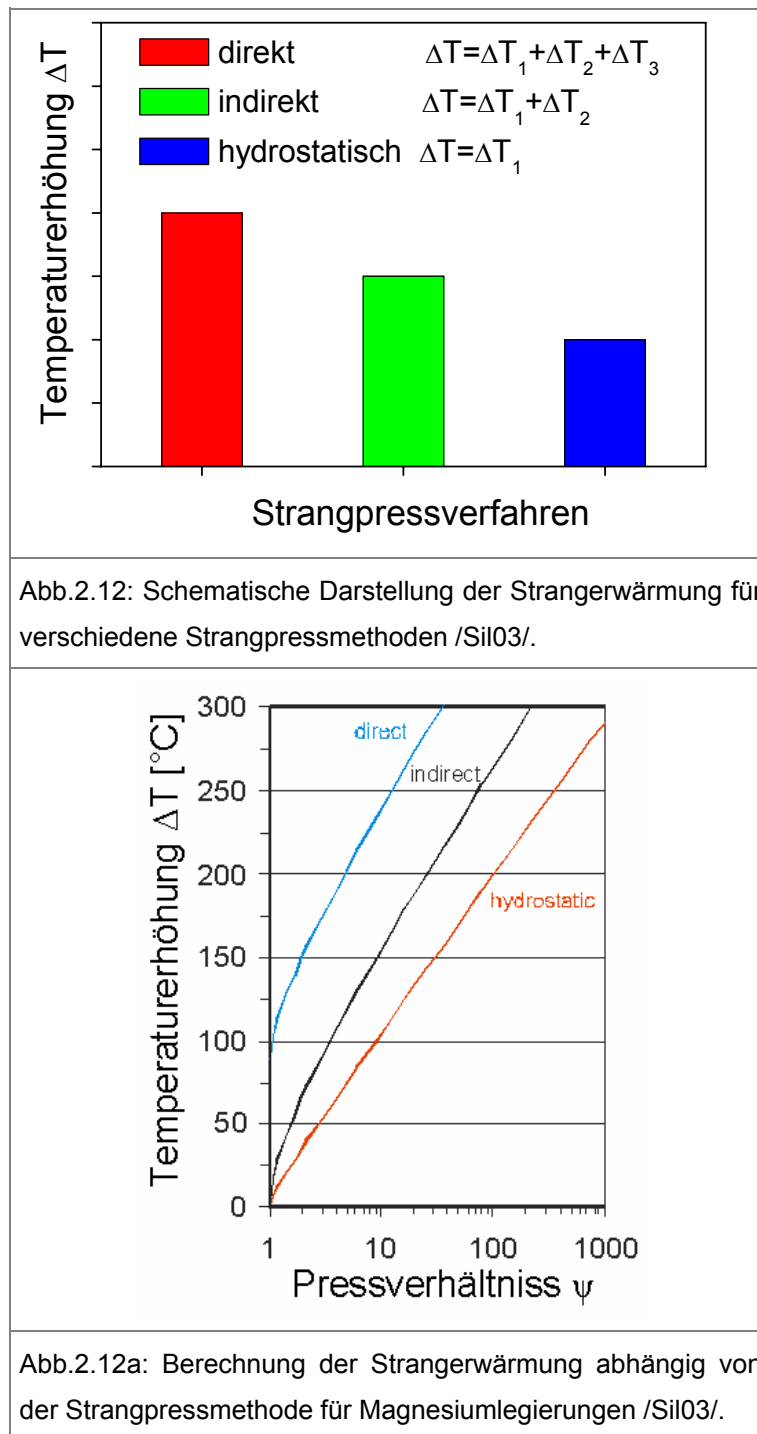
$$\Delta T_2 = \frac{k_f}{4\rho C} \sqrt{\frac{sv}{a}} \quad (2.11)$$

Beim direkten Pressverfahren lässt sich die Wärme ΔT_3 , die während der Reibung zwischen dem Rezipient und dem Pressblock entsteht, durch Gleichung 2.12 berechnen, wobei die Länge des Pressbolzen L_0 der entscheidende Faktor ist /Stü68, Lau81, Bar03/.

$$\Delta T_3 = \frac{k_f}{4\rho C} \sqrt{\frac{vL_0}{a\psi}} \quad (2.12)$$

Aus diesem Grund ist die Profilerwärmung während des direkten Strangpressprozesses höher als bei der indirekten und der hydrostatischen Methode. Die Strangerwärmung in Abhängigkeit von der Strangpressmethode für den hydrostatischen, indirekten und direkten Prozess stellt schematisch die Abb.2.12 dar. Theoretische Berech-

nungen zur Erwärmung des Materials abhängig von der Strangpressmethode wurden ebenfalls exemplarisch von Sillikens für Magnesiumlegierung AZ31 durchgeführt /Sil03/. Dies wurde in Abb.2.12a dargestellt.



Die oben genannten prozessbedingten Besonderheiten (in Bezug auf die Materialerwärmung) kamen schon praktisch in einigen Arbeiten unter anderen zum Vergleich des direkten und indirekten Strangpressen von Magnesiumlegierungen zum Einsatz /Gje86, Kit87/. Es stellte sich dabei heraus, dass bei ähnlichen Prozessbedingungen

(Temperatur, Pressverhältnis, Pressgeschwindigkeit, Werkzeuggeometrie) die Strangaustrittstemperatur der Profile bei der indirekten Methode niedriger als beim direkten Strangpressen war. Dies ermöglichte eine Prozessführung mit höheren Pressgeschwindigkeiten im Fall des indirekten Prozesses noch unter dem kritischen Temperaturbereich, wo die Heißrissbildung auftritt /Gje86, Kit87/.

2.3 Prozessfenster des Mg-Strangpressens

Beim Strangpressen steht der Werkstoff in der Umformzone vor der Matrize unter allseitigem Druck. Erst wenn er die Matrize durchschreitet, wird in Oberflächennähe, die durch Reibung erzeugte Zugspannung im Matrizenkanal bestimmend. Diese Zugspannung an der Strangoberfläche zusammen mit der durch die Erwärmung in der Umformzone hervorgerufenen Temperaturerhöhung der Randzone, kann dann zu einer Heißrissigkeit führen, (auch Warmbrüchigkeit genannt) wenn eine vorhandene Korngrenzenbelegung dadurch stark geschwächt wird oder aufschmilzt /Bau01, Mue03, Bak03/. Das Phänomen der Heißrisse an der Profiloberfläche ist an dem Beispiel von einem Mg-Profil in Abb.2.13 dargestellt. Die Neigung zu Heißrissen wird noch gesteigert, wenn Legierungen niedrigschmelzende Phasen oder niedrig schmelzende, unlösliche Bestandteile enthalten, die die Korngrenzen schwächen /Mue03/. Dies gilt ebenfalls für Mg-Legierungen, bei denen die mechanischen Eigenschaften von Magnesium hauptsächlich durch einen geeigneten Legierungszusatz optimiert werden. Mit dem steigenden Legierungszusatz bei einigen Mg-Legierungen (z. B. bei erhöhtem Zink- oder Aluminiumgehalt) kann die Solidustemperatur des Werkstoffs sinken. Damit ist die Neigung zu Rissen an der Profiloberfläche während des Strangpressens größer als bei niedrig legierten Werkstoffen. Bei einigen hochlegierten Mg-Legierungen wie z. B. AZ80 und ZK60 (Legierungsbezeichnungen und Nomenklatur siehe Anhang 1) liegt die Solidustemperatur im Bereich ca. 450-470°C. In diesen Fall liegt die Prozesstemperatur bei einer konventionellen Prozessführung nahe dem Bereich, in dem es zum Aufschmelzen kommen kann.

Prinzipiell lässt sich das Auftreten von Heißrissen prozessbezogen durch eine Minimierung der Temperaturerhöhung oder der auftretenden Spannungen verhindern, z.B. durch eine Absenkung der Presstemperaturen und Pressgeschwindigkeiten (Pressgeschwindigkeit $v = \Psi \cdot V$, wobei Ψ das Strangpressverhältnis und V die Stempelge-

schwindigkeit der Maschine darstellt) oder durch optimierte Schmierbedingungen /Lau81, Bau01, Mue03/.



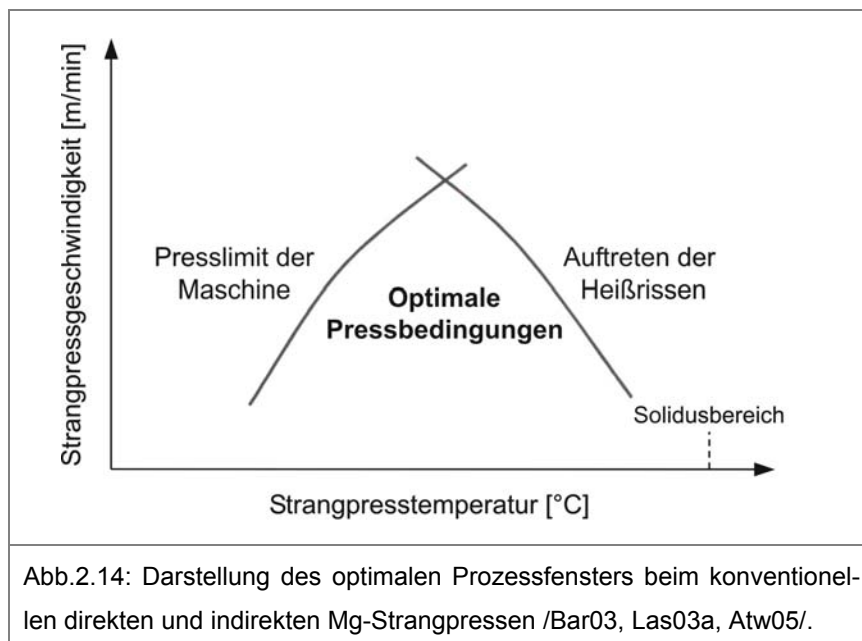
Abb.2.13: Heißrisse auf der Oberfläche des Mg-Profiles /Vir04/.

Aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur ist allerdings die Umformbarkeit von Magnesium bei niedrigen Temperaturen eingeschränkt. Außerdem werden hohe Umformkräfte benötigt, so dass das Strangpressen von Magnesium lediglich in einem Warmstrangpressprozess realisiert werden kann. Aus diesem Grund ist eine Prozessführung bei niedrigeren Umformtemperaturen (unter 250°C) mit in der Industrie vorkommenden Strangpressmaschinen aufgrund nicht ausreichender Presskraft sowohl direkt als indirekt nicht realisierbar. Typische Temperaturen im Industrieprozess liegen im Bereich von 260°C bis 450°C (260°C bis 380°C für AZ-Legierungen) /Har47, Eml66, Mue02, Mur03, Fis03/.

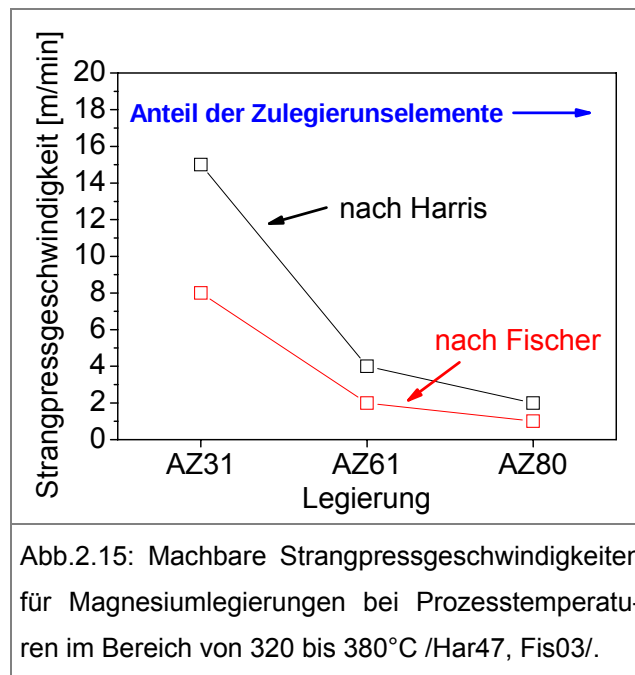
Aus oben genannten Gründen ergibt sich ein Prozessfenster bei dem direkten und indirekten Strangpressen von Mg-Legierungen, wie in Abb.2.14 dargestellt ist /Bar03, Las03a, Atw05/. Die optimale Pressbedingungen sind hier durch zwei Kurven beschrieben, wobei die erste für die Charakteristik der Maschine (in Bezug auf verfügbare Presskräfte) und die zweite die Werkstoffeigenschaften darstellt /Las03a/. Wird die Prozesstemperatur zu hoch, werden Heißrisse schon bei niedrigeren Pressgeschwindigkeiten auftreten. Ist die Strangpresstemperatur zu niedrig, wird die Presskraft der Maschine überschritten. Weitere Faktoren wie der Materialzustand, der Umformgrad und die Werkzeuggeometrie beeinflussen zusätzlich diese Temperatur. Es ist jedoch zu betonen, dass die Begrenzung im Bereich der niedrigeren Umformtem-

peraturen nur eine Grenze der Apparatur darstellt und mit „Materialversagen“ bei niedrigeren Temperaturen keineswegs in Verbindung steht.

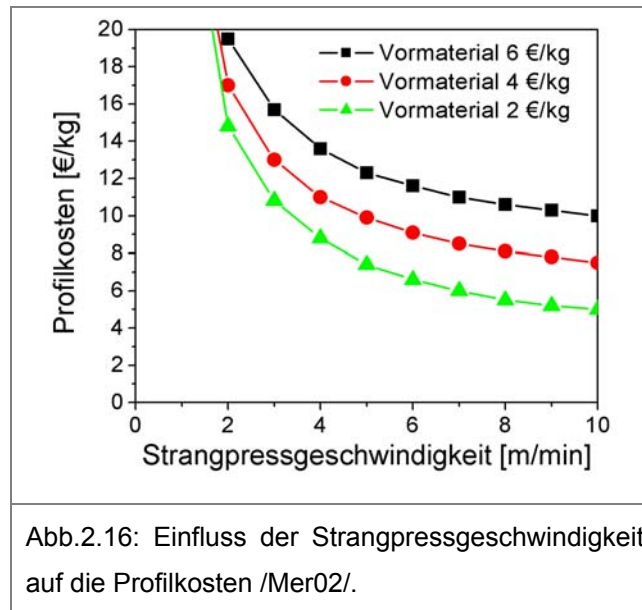
Auf analoge Weise wird auch das Prozessfenster bei Al-Strangpressen beschrieben /Ste73, Lau81, She99/. Zu beachten ist allerdings, dass sich strangpressbare silizium- und magnesiumbasierte Aluminiumlegierungen durch eine deutlich höhere Solidustemperatur als Mg-Knetlegierungen charakterisieren lassen /Lau81/, was das Prozessfenster bei Aluminium verbreitert und damit Strangpressen im oberen Temperaturbereich erleichtert.



In Abb.2.15 sind mögliche Pressgeschwindigkeiten bei den herkömmlichen direkten und indirekten Strangpressen von Profilen aus aluminiumhaltigen Mg-Legierungen dargestellt, bei denen noch keine Heißrisse auftreten /Har47, Fis03/. Es stellt sich heraus, dass zwar bei der Legierung AZ31 eine Pressgeschwindigkeit von 10m/min überschritten werden kann, jedoch bei den hochlegierten Werkstoffen wie AZ61 oder AZ80 maximal erreichbare Pressgeschwindigkeiten in einem Bereich deutlich unter 10m/min liegen. Ähnliche Prozessparameter werden ebenfalls von anderen Autoren für AZ-Legierungen angegeben /Las03a, Wap04/. Bei der Verarbeitung von anderen Legierungsfamilien, wie ZK- oder WE-Legierungen, können in Abhängigkeit von den Zulegierungselementen lediglich maximale Pressgeschwindigkeiten von 0.8 bis 5m/min erreicht werden /Fis03, Wap04/.



Dies spiegelt sich selbstverständlich in der wirtschaftlichen Verarbeitung von Magnesium wieder. Abb.2.16 zeigt die Abhängigkeit der Profilkosten als Funktion der Strangpressgeschwindigkeit bei variierenden Vormaterialpreisen beim konventionellen Strangpressen /Mer02/. Es stellt sich heraus, dass z. B. Mg-Profile die mit einer Strangpressgeschwindigkeit von 4m/min hergestellt werden, 30 - 40% teurer sind als die, die bei einer Geschwindigkeit von 10m/min gepresst werden. Zu beachten ist allerdings, dass bei noch niedrigeren Pressgeschwindigkeiten (1 bis 4m/min) die Strangpresskosten enorm ansteigen. Aus diesem Grund kommen hauptsächlich nur Profile aus den Legierungen zum Einsatz, die sich bei höheren Geschwindigkeiten produzieren lassen /Bet05, Clo05/. Dieses Verhalten beim Strangpressen hemmt die Anwendung hochlegierter und hochfester Legierungen, so dass Magnesium mit auf dem Markt etablierten Aluminiumknetlegierungen derzeit kaum konkurrieren kann.



2.4 Werkstoffrelevante Grundlagen

2.4.1 Eigenschaften von Magnesium

Für den technischen Einsatz von Magnesium und seinen Legierungen als Leichtmetallwerkstoffe ist die geringe Dichte von 1.74g/cm^3 bei gleichzeitig mittleren Festigkeitswerten von Bedeutung. Die grundlegenden physikalischen Eigenschaften von reinem Magnesium sind in Tab.2.1 aufgelistet.

Gitterstruktur	Hexagonal
Dichte:	1.74gcm^{-3}
Liquidustemperatur:	650°C
Siedetemperatur:	1110°C
Wärmeausdehnungskoeffizient:	$24.8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ (20-100°C)
E-Modul:	45000Nmm^{-2}
Spezifische Schmelzwärme:	382kJ kg^{-1}
Spezifische Wärmekapazität bei RT:	$1.03\text{kJkg}^{-1}\text{K}^{-1}$
Wärmeleitfähigkeit bei RT:	$156\text{WK}^{-1}\text{m}^{-1}$
Elektrische Leitfähigkeit bei RT:	$22.6 \cdot 10^6 \Omega^{-1}\text{m}^{-1}$

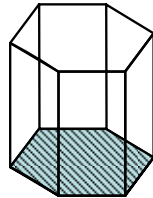
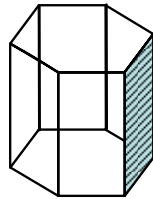
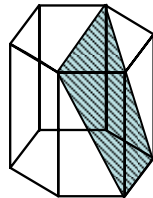
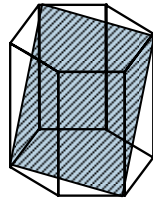
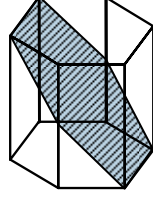
Tab.2.1: Charakteristische physikalische Eigenschaften von Magnesium /Asm99, Mag00/.

Magnesium und seine Legierungen sind wegen ihrer niedrigen Schmelztemperatur und geringer Schmelzwärme sehr gut im Gießprozess zu verarbeiten. Dagegen lassen sie sich aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur nur begrenzt bei Raumtemperatur umformen. Die thermische Leitfähigkeit beträgt $156\text{W/m}\cdot\text{K}$, womit Magnesium zu den gut wärmeleitenden Metallen gehört. Magnesium ist mit seinem Standardpotential von $U_{\text{eq}}^0(\text{Mg/Mg}^{++}) \approx -2.4\text{V}$ das unedelste Gebrauchsmetall.

Verformungsmechanismen

Magnesium kristallisiert in einer hexagonal (hdp) dichtest gepackten Gitterstruktur. Die Verformungsmechanismen basieren deshalb auf denen einer hdp-Struktur. Daraus ergeben sich jedoch einige wesentliche Mechanismen, die die plastische Verformung von Magnesium bestimmen. Aufgrund der geringeren Symmetrie der hdp-Struktur gegenüber kfz- und krz-Strukturen lässt sich die eingeschränkte Verformbarkeit des Magnesiums erklären. Nach dem von „Frank-von-Mises-Kriterium“ müssen

für die plastische Verformung polykristalliner Materialien fünf unabhängige Gleitsysteme operieren, um jede Verformung eines Kristallverbandes an den Korngrenzen zu ermöglichen /Mis28/. Aus diesem Grund weisen fast alle Mg-Legierungen eine geringe Umformbarkeit bei Raumtemperatur auf, weil in diesem Temperaturbereich die Verformung von Magnesium hauptsächlich nur über das Gleiten von Versetzungen auf den dichtest gepackten Basisebenen (0001) in zwei linear unabhängigen Richtungen $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ und über die Zwillingsbildung erfolgt. Tab.2.2 zeigt die wesentlichen Gleitsysteme, die bei der Verformung von Mg aktiviert werden (und deren Aktivierung beobachtet wurde) mit Angabe der Bezeichnung, Gleitebene und Gleitrichtung /Eml66/.

Bezeichnung des Gleitsystems	Gleitebene und mögliche Gleitrichtungen	
Basalgleitung $\langle a \rangle$	(0001) $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	
Prismengleitung $\langle a \rangle$	$\{01\bar{1}0\}$ $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	
Pyramidalgleitung $\langle a \rangle$	$\{01\bar{1}1\}$ $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	
Pyramidalgleitung $\langle c+a \rangle$	$\{11\bar{2}\bar{2}\}$ $\langle 11\bar{2}3 \rangle$	
Zwillingsbildung	$\{10\bar{1}2\}$ $\langle 10\bar{1}1 \rangle$	

Tab.2.2: Darstellung der wichtigsten bei Mg-Legierungen vorhandenen Gleitsysteme /Eml66/.

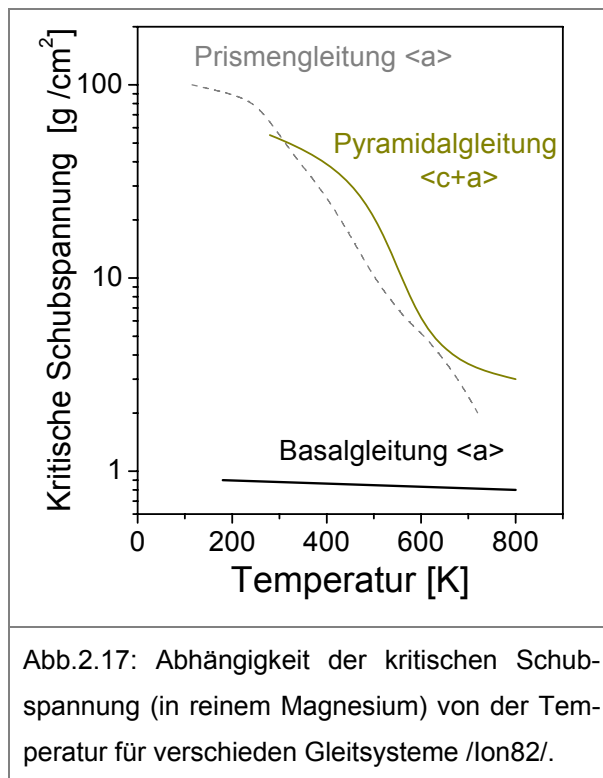
Primäre Gleitung findet auf Ebenen mit dichtester Atombesetzung in die Richtung des kürzesten Burgersvektor statt. In diesem Fall ist die kritische Schubspannung, die zur Aktivierung der Versetzungsbewegungen notwendig ist, am geringsten. Die Gleitung auf den (0001) – Basalebenen erfüllt diese Bedingungen im Fall von Magnesium, während prismatische und pyramidale Gleitsysteme deutlich höhere kritische Schubspannung aufweisen.

Zur Aktivierung eines Gleitsystems ist die Überschreitung einer kritischen Schubspannung durch eine von außen angelegte Kraft nötig. Die Umsetzung der äußeren Kraft in eine Scherverformung ist in einem Gleitsystem orientierungsabhängig und wird durch das Schmidt-Gesetz (Gleichung 2.13) beschrieben [Haa94/].

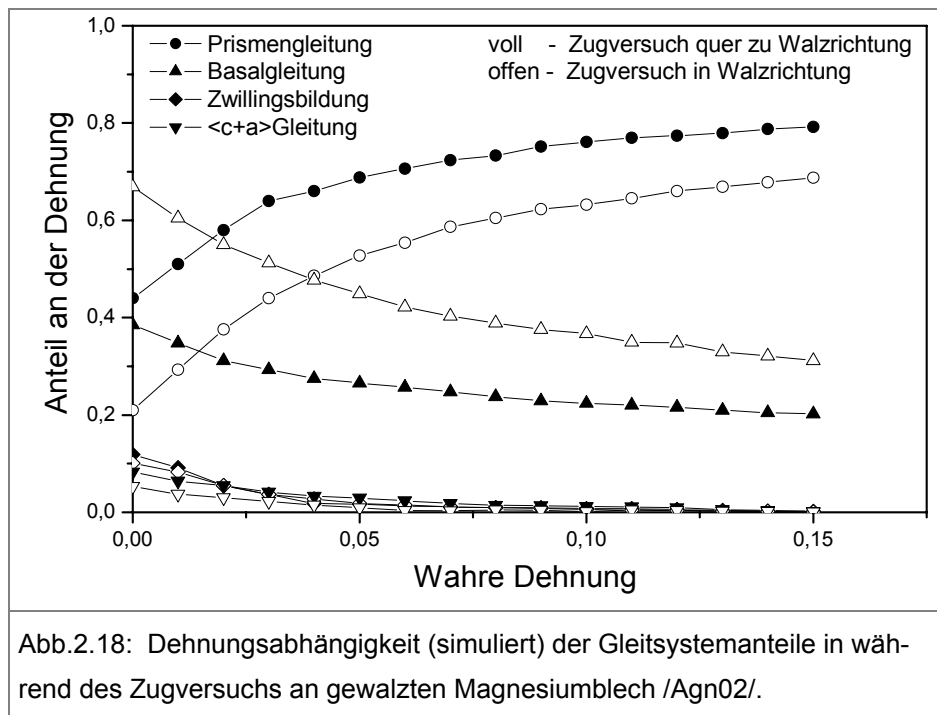
$$\tau_c = \frac{F}{a} m_s = \sigma \cos\chi \cos\lambda \quad (2.13)$$

Der Schmidt-Faktor $m_s = \cos\chi \cdot \cos\lambda$ stellt die Winkelbeziehung zwischen der makroskopisch angreifenden Spannung σ und der Gleitebenen-Normalen G (Winkel χ) sowie der Gleitrichtung g (Winkel λ) dar. Für Winkel von 45° ist m_s am größten und die Schubspannung wird damit maximal.

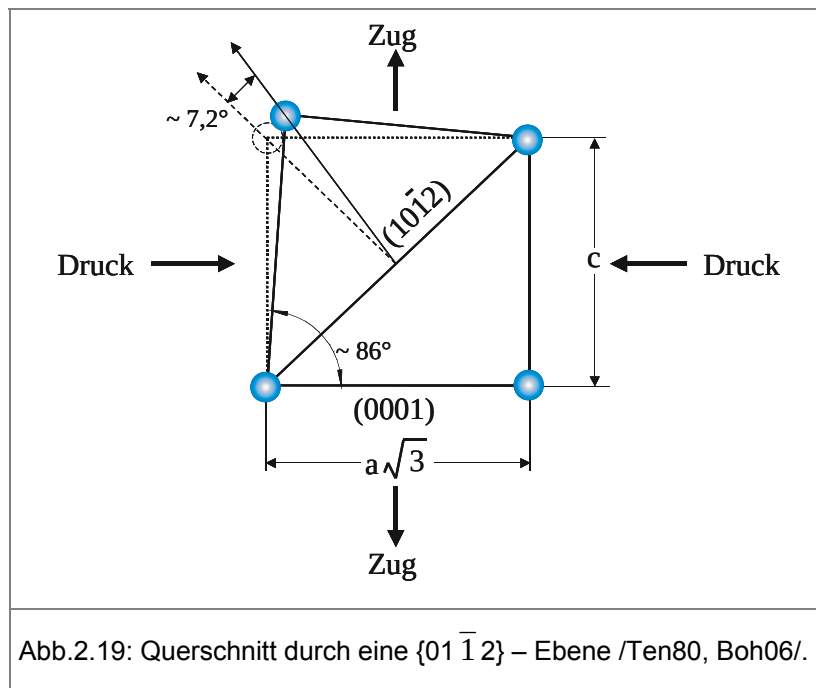
Die kritische Schubspannung eines Gleitsystems ist temperaturabhängig, so dass die Umformung von Mg-Legierungen in großem Ausmaß temperaturbedingt ist. Zwischen Raumtemperatur und 200°C ist bei Magnesium ein kontinuierlicher Abfall der kritischen Schubspannung für verschiedene Gleitebenen zu beobachten. Abb.2.17 zeigt dieses Verhalten [Ion82, Oba73/]. Die bedeutendste Abnahme findet dabei im Temperaturbereich 200°C-250°C statt, was eine stärkere Aktivierung der Prismen- und Pyramidalgleitsysteme ermöglicht. Eine Verbesserung des Umformverhaltens ist demnach mit steigender Temperatur zu erwarten. Dieses Verhalten führt grundsätzlich dazu, dass alle Umformprozesse mit Magnesiumlegierungen erst im Temperaturbereich ab 225°-250°C durchgeführt werden. Es ist aber zu beachten, dass die kritische Schubspannung bei 100-150°C deutlich niedrigere Werte als bei Raumtemperatur aufweist. Damit kann die Umformung (z.B. Strangpressen) von Magnesiumlegierungen in diesem Temperaturbereich eine bis jetzt nicht genutzte Alternative für typische eingesetzte Prozesstemperaturen darstellen.



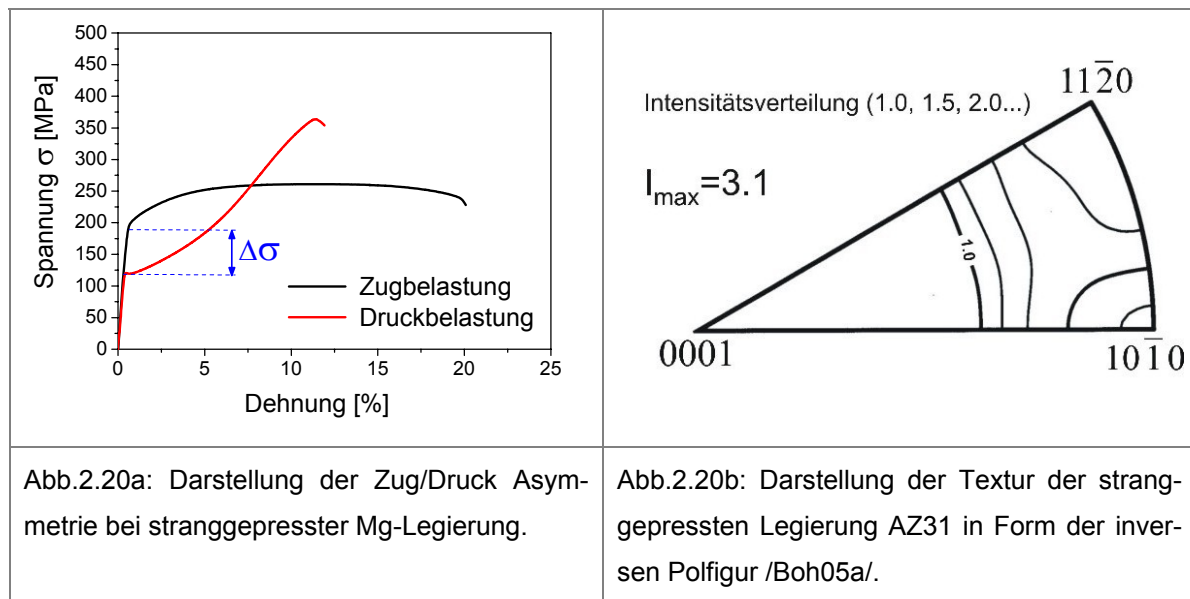
Die Abb. 2.18 zeigt die Aktivität verschiedener Gleitsysteme während der Zugversuchs an gewalzten und texturierten Magnesiumblech (Basalebenen sind hier vornehmlich parallel zur Blechoberfläche angeordnet, die Verteilungsbreite in Walzrichtung dabei etwas größer als in Querrichtung) bei Raumtemperatur [Agn02]. Es wird deutlich, dass auch bei Raumtemperatur neben der Basalgleitung weitere Verformungsmechanismen vor allem die Prismengleitung, aber auch die Zwillingsbildung und die $\langle c+a \rangle$ Pyramidalgleitung aktiv sein müssen. Die Aktivität der Gleitsysteme unterscheidet sich texturbedingt in Walzrichtung und Querrichtung. Dies führt zu anisotropen mechanischen Eigenschaften, insbesondere zu einer niedriger Dehngrenze in Walzrichtung als in Querrichtung.



Eine Besonderheit von Magnesium ist die Aktivierung von Verformungszwillingen durch eine von außen angelegte Kraft. Als Zwillingsbildung wird eine Scherverformung bezeichnet, bei der ein Kristallbereich in eine zur Ausgangslage spiegelsymmetrische Lage überführt wird. Diese Spiegelebene wird als Zwillingslebene bezeichnet. Bei Magnesium mit seinem c/a Verhältnis von 1.623 erfolgt die Zwillingsbildung auf dem dominantesten System $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ parallel zur c -Achse sowie bei Druck parallel zu Basalebene. Dieser Umstand kann anhand von Abb.2.19 verdeutlicht werden. Der Mutterkristall (gestrichelte Linie) klappt durch eine Zugspannung parallel zur c -Achse in eine neue Lage (durchgezogene Linie) um, wobei die betroffenen Atomreihen um 7.2° ausgelenkt werden. Die Umklappung bewirkt, dass die ausgelenkte Achse c nun kristallographisch einer (0002)-Ebene entspricht, die um 86° zur Ausgangsbasalebene liegt. Die Auslenkung ist bei Druck parallel zur c -Achse nicht möglich.



Diese unterschiedliche Aktivierbarkeit der Zwillingsbildung tritt besonders deutlich bei dem Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven von Zug- und Druckversuch hervor. In Abb.2.20a und Abb.2.20b sind Spannungs-Dehnungs-Kurven (bei Raumtemperatur, in einem einaxialem Zug- und Druckversuch ermittelt, die die Abhängigkeit der technischen Spannung von der technischen Dehnung darstellen) von der stranggepressten AZ31 Legierung jeweils unter Zug- und Druckbelastung und Textur dargestellt. Die Streckgrenze ist für die Druckbeanspruchung infolge einfacher Aktivierbarkeit der c-Verformung deutlich geringer als für Zug. Dies ist der Grund, warum texturierte stranggepresste Magnesiumbauteile mit einer präferenziellen Ausrichtung der Basalebenen parallel zur Strangpressrichtung Unterschiede in Zug- und Druckbeanspruchung aufweisen. Das beobachtete anisotrope Materialverhalten im Zug- und Druckrichtung wurde schon mehrmals in der Literatur auf der Basis von stranggepressten Magnesiumlegierungen beschrieben /Kel68, Bal94, Bru00, Las02/. Praktische Bedeutung haben diese Abweichungen für Berechnungen von Konstruktionen (z. B. bei crashrelevanten Bauteilen in der Automobilindustrie), bei denen die Belastungsrichtung zu beachten ist.



Rekristallisation und Gefügeentwicklung

Rekristallisation ist der Abbau von Gitterfehlern in den Kristalliten metallischer Werkstoffe durch Neubildung des Gefüges auf Grund von Keimbildung und Kornwachstum. Wenn die Rekristallisation während der Umformung (z. B. Strangpressen, Schmieden, Walzen) abläuft, dann spricht man von dynamischer Rekristallisation. Die Vorgänge in der Umformzone und damit die Gefügeentwicklung sind von dem Ausgangsgefüge, Umformtemperatur, Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Werkstoffeigenschaften abhängig /Lan84/. Nach dem Abschluss der Umformung erfolgt statische Rekristallisation, wobei durch Glühensbehandlungen ein vorgegebenes Gefüge verändert wird.

In der verfügbaren Literatur werden einige Vorgänge genannt, die das dynamische Rekristallisationsverhalten von Magnesium und seinen Magnesiumlegierungen beeinflussen /Ion82, Mys02, Las03, Mac03/. Die bei der Umformung sich bewegenden und die neugebildeten Versetzungen können sich im Bereich von Gitterstörungen wie Kleinwinkel-Korngrenzen und Zwillings Ebenen aufstauen, was zur Ausbildung eines Keimes (und weiter zum Wachstum der Rekristallisationskeime, wenn genug Energie zugeführt wird) führt /Won67, Ion82, Las03, Mac03/. Zu beachten ist allerdings, dass mit steigender Umformtemperatur die Entstehung der Zwillingen generell abnimmt /Ion82, Las03/. Derartige Rekristallisationvorgänge wurden sowohl bei reinem Magnesium als auch bei allen bis jetzt untersuchten Magnesiumlegierungen festgestellt. Außer der oben genannten Mechanismen wurde bei einigen Mg-Legierungen eine

sogenannte „Partikel induzierte Rekristallisation“ (particle induced recrystallisation) beobachtet. Dabei geht es um die Entstehung von Rekristallisationskeimen an großen unlöslichen Ausscheidungen, die sich im Gefüge der AS- und WE-Legierungen bilden /Mac03/.

Der Beginn der dynamischer Rekristallisation während der Umformung wurde bei reinem Magnesium und Mg-Legierungen im Temperaturbereich ab ca. 150°C beobachtet /Ion82, Las03/. Anderen Quellen zufolge findet eine dynamische Rekristallisation auch im Temperaturbereich zwischen 150°C und Raumtemperatur statt /Kai94, Gal01/. Es wurde dabei durch mikrostrukturelle Untersuchungen auf der Basis von Rekristallisationsgefügen bestätigt, dass die Mg-Umformung in unterem Temperaturbereich (bis max. 250°C) zur Entstehung von sehr feinen Gefügen führt /Ion82, Las03/. Bei derart niedrigen Temperaturen wurden neu entstandene Rekristallisationskeime mit einem Durchmesser von 1µm bis 4µm festgestellt. Außer der Prozesstemperatur wurde der Einfluss des Umformgrades und der Umformgeschwindigkeit auf die Gefügeentwicklung beobachtet. Mit steigendem Umformgrad und fallender Geschwindigkeit wurde der Anteil der rekristallisierten Keime im Gefüge generell größer /Ion82, Gal02, Las03/.

Im Allgemeinen besteht die Möglichkeit, dass die dynamische Rekristallisation nicht vollständig dynamisch abläuft, so dass nach einem gewissen akkumulierten Umformgrad eine Glühbehandlung zur statischen Rekristallisation durchgeführt sein kann. Derartiges Materialverhalten wurde schon bei Mg-Blechen /Ros06/ oder stranggepressten Legierungen beobachtet, wo große nicht rekristallisierte Körner (siehe Abb.2.21) in Gefügen festgestellt wurden /Dzw04, Boh05a/. Diese lokale Gefügeinhomogenität kann zwar durch Rekristallisationsglühen bei höheren Temperaturen (400-500°C) minimiert werden, führt jedoch zur Kornvergrößerung des Gesamtgefüges und zur Senkung der mechanischen Eigenschaften /Dzw04, Kai05/.

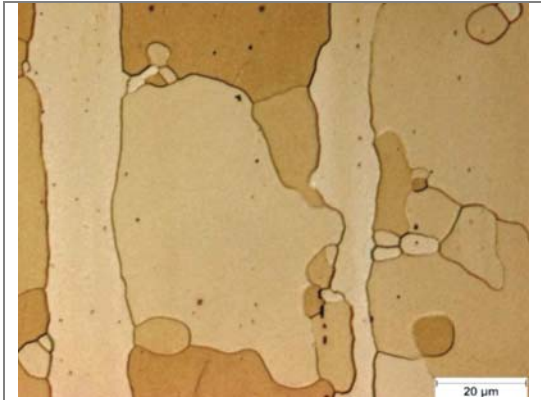


Abb.2.21: Große, nicht rekristallisierte Körner bei einer stranggepresster Legierung AZ31 /Swi03/.

In der verfügbaren Literatur sind bisher nur wenige Legierungen und präzise Umformbedingungen als Anhaltswerte verfügbar. Ein Beispiel dafür zeigt die Abb. 2.22, wo die Rekristallisationsdiagramme für Legierung AZ61 und reines Magnesium dargestellt sind /Bec39, Mag00/. Hier wird der Zusammenhang zwischen rekristallisierter Korngröße, Verformungsgrad** und Glüh Temperatur aufgezeigt.

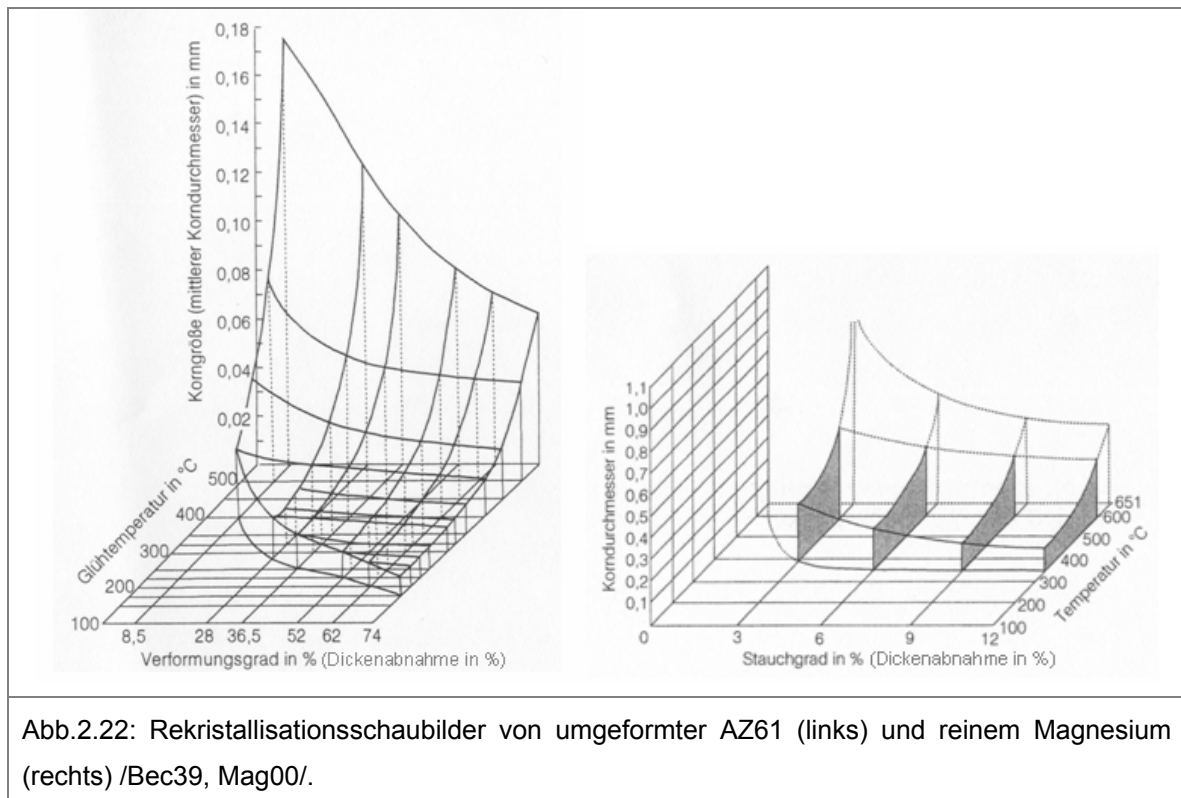


Abb.2.22: Rekristallisationsschaubilder von umgeformter AZ61 (links) und reinem Magnesium (rechts) /Bec39, Mag00/.

** - Verformungsgrad (in dieser alten Literaturstelle auch als „Stauchgrad“ genannt /Bec39/) bezeichnet Dickenabnahme des Materials während der Umformung (beim Stauchen, Walzen usw.) und ist gleich $\Delta h/h_0 \cdot 100\%$, wo die h_0 die Anfangshöhe der Probe, und die Δh die Höhenänderung der Probe ist /Hor08/

2.4.2 Einfluss der Zulegierungselemente

Von den derzeit eingesetzten Legierungselementen kommt dem Aluminium die größte Bedeutung zu, weil seine Verwendung in Mg-Legierungen eine attraktive Kombination aus Festigkeit und Duktilität aufweist /Pol94, Bec98, Asm99/. Die bekanntesten Mg-Legierungen auf Mg-Al Basis sind Legierungen der AZ-Serie (Mg-Al-Zn) mit einem geringen Anteil von Zink und einem variierten Anteil von Aluminium /Mag00/.

Zink ist neben Aluminium das häufigste Legierungselement für Magnesiumlegierungen und wird in Prozentsätzen bis etwa 6 Gew.% zugegeben, was zur Bildung der MgZn - Ausscheidungen beiträgt /Mag00/. Damit wird die Festigkeit und die Duktilität erhöht. Zinkhaltige Magnesiumlegierungen kommen zum Einsatz als ZK-Legierungen (Mg-Zn-Zr), ZM-Legierungen (Mg-Zn-Mn) und ZC-Legierungen (Mg-Zn-Cu) /Bec39, Cah96, Asm99, Mag00/. Besonders von Bedeutung sind die Legierungskombinationen mit Zirkon, das als sehr starker Kornfeiner in allen aluminium- und siliziumfreien Legierungen wirkt und damit die Umformfähigkeit des Materials erheblich verbessert /Sau49, Sau54, Dor57/.

Mangan ist in den meisten Mg-Legierungen zu finden. Bei niedrigen Gehalten bis ca. 0.3 Gew.%, wird es am häufigsten eingesetzt, um Fe abzubinden und damit die Korrosionseigenschaften zu verbessern /Mag00/. Bei höheren Gehalten (bis zu 2 Gew.% Mn-Gehalt) wird Magnesium in Mg-Mn Legierungen verwendet. In der Vergangenheit spielten diese Legierungen, aufgrund von hohen durchführbaren Strangpressgeschwindigkeiten, eine wichtige Rolle /Bec00/. Jedoch kommen heutzutage diese Legierungen wegen mangelnder Duktilität nicht mehr zum Einsatz. Der Einfluss des Mangans auf die Gefügeentwicklung, mechanische Eigenschaften und Umformverhalten insbesondere in Verbindung mit anderen Elementen wird nach wie vor nicht vollständig verstanden, so dass weitere Forschungsarbeiten in diesem Gebiet geführt werden müssen /Las06/.

Legierungselemente der Gruppe der Seltenen Erden (SE - Yttrium, Cer, Neodym, Praseodymium und Lanthan) bilden mit Magnesium stabile intermetallische Phasen, die sich vor allem positiv auf die Hochtemperatureigenschaften auswirken /Kin92, Asm99/. Gleichzeitig wird eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und des Korrosionsverhaltens beobachtet. Von Bedeutung sind hier die WE-Legierungen (Mg-SE) mit einem hohen Anteil an Seltenen Erden, die die Warmfestigkeit der Legierungen bis 300°C sicherstellen /Kin92/.

Lithium kann in größeren Mengen dazu eingesetzt werden, um die Dichte noch weiter zu reduzieren. Bei höheren Li-Gehalten kommt es zudem zu einer Änderung der Kristallstruktur von der hexagonal dichtesten Packung zur kubisch raumzentrierten Gitterstruktur, womit die Umformbarkeit deutlich verbessert wird /Hau58, Ahm65, Sch91/. Lithium kommt u. a. in Verbindung mit Aluminium in einem Mg-Li-Al-Legierungssystem und wird aufgrund der hohen Herstellungskosten in der Luft- und Raumfahrtindustrie und in der Rüstungsindustrie eingesetzt /Mag00/.

2.4.3 Magnesium-Aluminium-Zink System

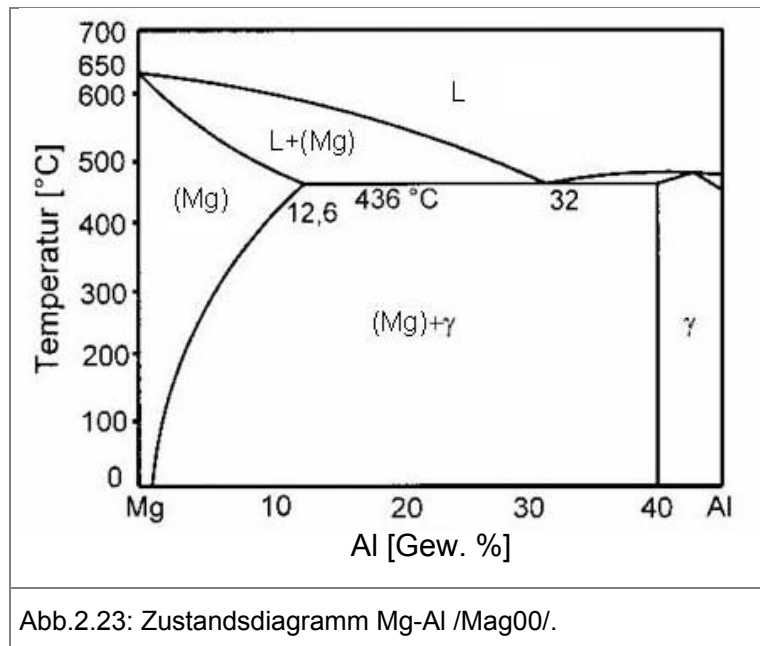
Nach der Analyse aller vorhandenen Werkstoffsysteme wurden für diese Arbeit kommerziell verfügbare aluminiumbasierte AZ-Legierungen als Basis ausgewählt.

Aus technologischer Sicht, ist die AZ-Legierungsfamilie im Vergleich zu ZK-Legierungen besser schweißbar und weniger korrosionsanfällig, was ihre Anwendung in komplexen Rahmenkonstruktionen günstig erscheinen lässt. Außerdem lassen sich AZ-Legierungen von allen Magnesiumknetlegierungen am effektivsten im Stranggießprozess verarbeiten /Pra04/, was eine reproduzierbare Qualität des Ausgangsmaterials zum Strangpressen gewährleistet. Darüber hinaus sind aluminiumhaltige Legierungen signifikant preisgünstiger als ZK-, WE- und lithiumbasierte Legierungen, was wirtschaftlich gesehen einen sehr wichtigen Aspekt darstellt.

Ein weiterer sehr interessanter Aspekt ist der unterschiedliche Aluminiumgehalt in einzelnen AZ-Legierungen. Dieser variiert von 3 Gew.% im Fall von AZ31 bis ca. 8.5 Gew.% im Fall von der Legierung AZ80. Mit steigendem Aluminiumgehalt sinkt auch die Solidustemperatur dieser Materialien, was das Vorkommen der Heißrissigkeit beim Strangpressen bei höher legierten Legierungen begünstigt. Bei erhöhtem Al-Gehalt wird trotz Festigkeitssteigerung ebenfalls die Duktilität des Materials aufgrund des steigenden Anteil der Ausscheidungen negativ beeinflusst, was besonders bei niedrigen Umformtemperaturen eine Rolle spielen kann. Aus diesem Grund wird von großer Bedeutung sein, zu erforschen, wie weit der Aluminiumgehalt die Prozessführung während des hydrostatischen Strangpressen beeinflusst und wie weit ihr in Bezug auf die Prozessführung negativer Einfluss zu minimieren ist.

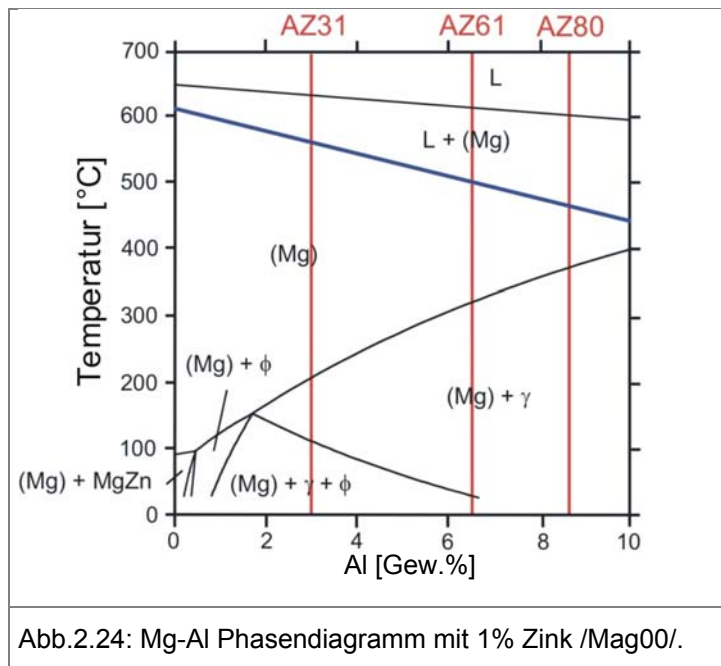
Bei niedrigen Al-Gehalten findet hauptsächlich die Verfestigung infolge Mischkristallbildung statt /Mag00/. Bei höheren Al-Gehalten und Temperaturen unterhalb 436°C führen γ -Ausscheidungen ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Phase) zu einer Erhöhung der Festigkeit und

Abnahme der Bruchdehnung. Bei 436°C und 32 Gew.% Al bildet der Magnesiummischkristall (Mg) ein Eutektikum mit der intermetallischen Phase γ , wie in Abb.2.23 dargestellt ist.



Die begrenzte Löslichkeit des Aluminiums in der Magnesiummatrix eröffnet die Möglichkeit einer gezielten Alterung und Ausscheidungshärtung von Mg-Al-Legierungen. Bei höheren Konzentrationen scheidet sich Aluminium unter Bildung der intermetallischen γ -Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ aus. Bei einer Lösungsglühung geht diese Phase im Mischkristall in Lösung und ein nachfolgendes Abschrecken erzeugt eine übersättigte Lösung im Mischkristall.

Das ternäre System Mg-Al-Zn ist von etwas komplexerer Struktur. Es enthält zusätzlich die ternären Phasen τ ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) und Φ ($\text{Al}_2\text{Mg}_5\text{Zn}_3$) als auch sieben binäre intermetallische Phasen, sowie die Mischkristalle (Mg), (Al) und (Zn) /Des86/. In Bezug auf den heutigen Stand der Legierungsentwicklung ist nur der magnesiumreiche Bereich bis ca. 10 Gew.% Al des Zustandsdiagramms von Bedeutung. Die Darstellung des Mg-Al-Phasendiagramms mit 1% Zink wird in Abb.2.24 dargestellt. In diesem Bereich treten außer den schon vorher genannten ternären Phasen auch die binäre ϵ -Phase MgZn und die γ -Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ auf. Die Existenz der Phasen τ und ϵ ist jedoch auf höhere Zinkgehalte von über 1 Gew.% Zn begrenzt. Die Phase Φ geht bei relativ niedrigen Temperaturen mit dem Mg-Mischkristall in Lösung. Aus diesem Grund ist insbesondere bei höheren Aluminiumgehalten (Legierungen AZ61 und AZ80) lediglich der Einfluss der $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Phase relevant.



Die chemische Zusammensetzung von etablierten AZ-Knetlegierungen sind in Tab.2.3 aufgeführt. Sie enthalten auch eine geringe Menge von Mangan.

Legierung	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni	andere
AZ31B	2.5-3.5	0.6-1.4	0.2-1.0	<0.1	<0.05	<0.005	<0.005	<0.3 gesamt
AZ61A	5.8-7.2	0.4-1.5	0.15-0.5	<0.1	<0.05	<0.005	<0.005	<0.3 gesamt
AZ80A	7.8-9.2	0.2-0.8	0.12-0.5	<0.1	<0.05	<0.005	<0.005	<0.3 gesamt

Tab.2.3: Chemische Zusammensetzung einiger Legierungen der Mg-Al-Zn-Serie nach ASTM Norm ASTM B107/B /Mag00/.

2.4.4 Möglichkeiten der Eigenschaftsverbesserung

Die Steigerung der Festigkeit eines Werkstoffs wird dann erreicht, wenn der Widerstand gegen plastische Verformung, d.h. gegen Versetzungsbewegung, erhöht wird. Können Versetzungen ohne größeren Widerstand gleiten, so ist die Festigkeit des Materials gering. Wird die Gleitung von Versetzungen dagegen behindert, ist ein zusätzlicher Kraftaufwand notwendig, um die Versetzungen zu bewegen. Als Folge davon steigt die Festigkeit. Die einzelnen Mechanismen der Festigkeitssteigerung beruhen damit auf dem Einbau von Hindernissen in den Gleitweg der Versetzungen durch:

- Mischkristallverfestigung (im Gitter gelöste Fremdatome),
- Kaltverfestigung (Versetzungsbildung),
- Kornverfeinerung (Korn- und Zwillingsgrenzen),
- Ausscheidungs- und Dispersionsverfestigung.

Wie bereits erwähnt, ist nach dem heutigen Stand der Technik eine legierungstechnische Beeinflussung (Mischkristallhärtung, Ausscheidungshärtung) der mechanischen Eigenschaften bei Magnesiumlegierungen in einigen Legierungsfamilien durchführbar. Eine weitere Möglichkeit, die mechanischen Eigenschaften von Magnesiumprofilen zu beeinflussen, ist die festigkeitssteigernde Kaltumformung. Die Kaltverfestigung wird bei Mg-Blechen eingesetzt, wo bei den letzten Walzschritten eine geringe Umformung (eine Dickeabnahme von ca. 2%) bei Raumtemperatur durchgeführt wird /Cah96, Asm99/. Derartiges Kaltwalzen führt zur Kaltverfestigung und damit zur Festigkeitssteigerung mit gleichzeitigem Abfall der Duktilität. Eine Kaltumformung (z.B. Strangpressen oder Durchziehen) wird jedoch durch die geringe Umformbarkeit von Mg-Werkstoffsystemen bei Raumtemperatur bei der Herstellung von Magnesiumprofilen nicht durchgeführt. Sie kommt nur zum Strecken der Profile zum Einsatz.

Die mechanischen Eigenschaften von Magnesium und seinen Legierungen lassen sich durch die Korngröße erheblich beeinflussen. Effektive Kornfeinung ist daher von großer Bedeutung für die Festigkeitssteigerung. Der Zusammenhang zwischen der Korngröße und die Fließspannung/Dehngrenze wird durch die Hall-Petch-Gleichung beschrieben /Pet53, Haa94, Ono03/:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (2.8)$$

wobei σ_y die Dehngrenze (Streckgrenze), σ_0 die innere Reibspannung, d die Korngröße und k die Korngrenzenverfestigung beschreibt. Eine Kornfeinung führt zu einer Erhöhung der Streckgrenze /Bal90, Cah96/.

Das Erzeugen von sehr feinkörnigen Mikrostrukturen mit Korngröße deutlich unter 5µm direkt von einem grobkörnigen Vormaterial ist jedoch mit einem technischen Aufwand verbunden. Für die Herstellung von sehr feinkörnigen Magnesiumlegierungen sind folgende Methoden bekannt:

- Gleichkanal-Winkelpressen (ECAE - equal channel angular extrusion) /Agn01, Kai02/,
- Strangpressen (direkte Strangpressmethode) von sehr feinkörnigen pulvermetallurgisch hergestellten oder schon vorgepressten Vormaterialien /Bal90, Mab93, San96, Bar04/,
- mehrfaches Schmieden (multiple forging) /Gal02/.

Keiner dieser Herstellungsvorgänge ermöglicht ein kostengünstiges und damit wirtschaftliches Erzeugen von Profilen oder Rohren. Es wurde jedoch auf der Basis der mit diesen Methoden hergestellten Materialien demonstriert, dass die Kornfeinung bei den Legierungen einen ausgeprägten festigkeitssteigernden Einfluss haben kann /Cah96, San96/. Derartiges Materialverhalten ist in Abb.2.25 für verschiedene Mg-Legierungen aufgezeigt, wo die Abhängigkeit der Streckgrenze unter Zugbelastung von der mittleren Korngröße (Hall-Petch-Darstellung) dargestellt ist.

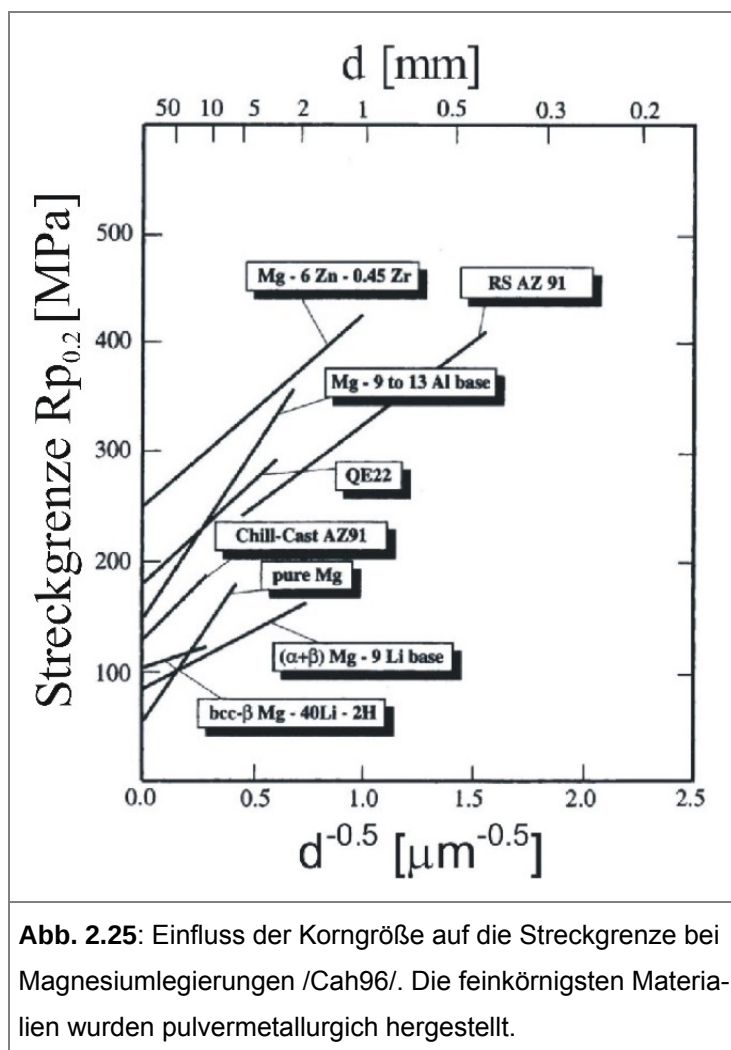


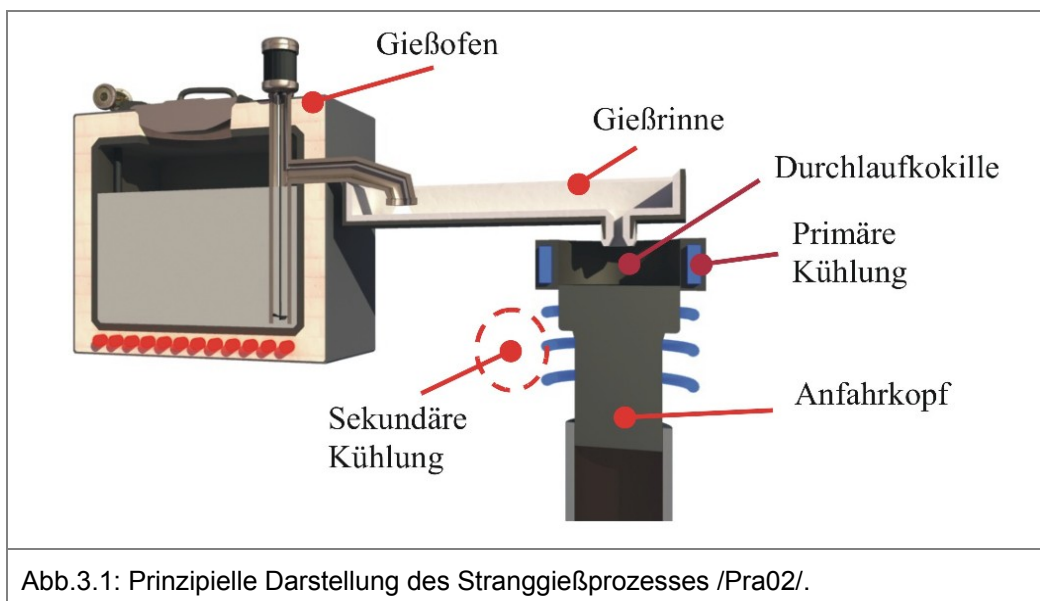
Abb. 2.25: Einfluss der Korngröße auf die Streckgrenze bei Magnesiumlegierungen /Cah96/. Die feinkörnigsten Materialien wurden pulvermetallurgisch hergestellt.

3 Experimente und charakterisierende Methoden

3.1 Vorbereitung des Vormaterials

Ein hochqualitatives, poren- und fehlerfreies Vormaterial mit stabiler chemischer Zusammensetzung ist besonders von Bedeutung bei hydrostatischem Strangpressen, bei dem Vormaterialversagen (z.B. Bruch im Rezipient) einen großen Einfluss auf die Prozessführung ausüben kann. Durch die sehr hohen Pressdrücke muss ein erhöhter Sicherheitsstandard der Anlage gewährleistet werden.

Ein hochqualitativer Mg-Strangguss wird derzeit lediglich von einigen Firmen in Europa mit einem kontinuierlichen Stranggießverfahren kommerziell hergestellt /Mel00, Ott00/. Der Mg-Stranggießprozess gehört zu den Verfahren mit einer feststehenden, beiderseits offenen Durchlaufkokille, wobei eine horizontale wie auch vertikale Anordnung möglich ist /Bak01, Pra02, Lkr00/. Beim vertikalen Stranggießen wird flüssiges Metall vom Schmelzofen über eine Gießrinne in die Kokille eingegossen, die von unten mit dem Anfahrkopf verschlossen ist. Durch die Wärmeabfuhr über den Anfahrkopf und die Wasserkühlung der Kokille beginnt das Metall zu erstarren. Sobald das Metall in der Kokille eine bestimmte Höhe erreicht hat, wird der Anfahrkopf mit einer vorgegebenen Geschwindigkeit abgesenkt. Das flüssige Metall durchwandert dabei, unter Entzug von Wärme, die Kokille von oben nach unten und bildet eine tragende Randschale aus. Die tragende Schale wird nach dem Austritt aus der Kokille direkt mit Wasser weiter gekühlt bis der Strang vollständig erstarrt ist. Das Prinzip des vertikalen Stranggießens ist in Abb.3.1 schematisch dargestellt.



Im Rahmen dieser Arbeit wurden stranggegossene Bolzen der Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 der Firma MEL (MELTM, England) mit einem Durchmesser 95mm verwendet. Die Bestimmung der chemischer Zusammensetzung von Werkstoffproben wurde durch eine energiedispersive Spektralanalyse (EDX) mit einem EDX-System (Bauart WinESD, mit Detektor DX3000 und Pulse Prozessor PX9000) durchgeführt.

Das stranggegossene Material wurde anschließend einer Homogenisierungsglühung unterzogen, die sich aufgrund des variierten Al-Gehaltes in der Temperatur unterscheidet. Ziel der Wärmebehandlung ist der Abbau von Eigenspannungen, ein Ausgleich von Kornseigerungen und eine Auflösung bzw. Koagulation eutektischer Gefügebestandteile an den Korngrenzen /Mag00/. Die Homogenisierung trägt bei Magnesiumlegierungen auch zu einer Verbesserung des Umformverhaltens bei /Lau81, Asm99/. Um die gewünschten Effekte zu erreichen, sind in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung bestimmte Temperaturen und Haltezeiten erforderlich, da die nötigen Diffusionsvorgänge zeitlich- und temperaturabhängig sind. Für die eingesetzte AZ-Legierungsfamilie liegen die Homogenisierungstemperaturen zwischen 350°C bis 420°C /Lau81, Asm99, Mue02/ und stellt entsprechend des Phasendiagramms (Abb.2.22) sicher, dass der größte Anteil der γ -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ aufgelöst wird, die die Duktilität des Materials und das Umformverhalten negativ beeinflussen kann /Asm99/. Auf diese Weise wird ein homogener Mischkristall hergestellt, wobei nach der Wärmebehandlung geringe Mengen von der Phase $Mg_{17}Al_{12}$ im Gefüge zu erwarten sind /Kie03/. Zu berücksichtigen ist ebenfalls die geringe Zulegierung von Mn, das mit Al temperaturstabile Phasen bildet, die nicht aufgelöst werden können.

Unter Berücksichtigung des Phasendiagramms (Abb.2.22) für AZ-Legierungen wurde folgende Wärmebehandlung durchgeführt /Lau81, ASM99/:

- Legierung AZ31: 12 Stunden bei 350°C,
- Legierung AZ61: 12 Stunden bei 350°C,
- Legierung AZ81: 12 Stunden bei 385°C.

Auf eine Erhöhung der Homogenisierungstemperaturen hat man in diesem Fall verzichtet, da es zu einem Kornwachstum führen kann /Bra03/, was wiederum das Umformverhalten negativ beeinflusst.

Homogenisierung der Bolzen erfolgte in einem Umluftofen ohne Schutzgas, weil erst oberhalb von 400°C zu einer Oxidation auf der Metalloberfläche der Magnesiumbolzen kommen kann /Mag00/. Nach der Wärmebehandlung erfolgte die Abkühlung der Bolzen an der Luft und danach die anschließende Charakterisierung. Dazu wurden Querscheiben mit einer Dicke von ca. 15mm aus den stranggegossenen Blöcken entnommen, wie in Abb.3.2 dargestellt ist. Anhand von Makroschliffen kann die Gefügeanalyse durchgeführt werden.



Abb.3.2: Geschnittene Scheiben aus dem Gussblock.

3.2 Ermittlung der Fließspannung

Die Charakterisierung des Umformverhaltens eines Werkstoffs erfolgt in der Regel über Fließkurven (Abb.2.10). Hierbei wird die zur plastischen Formänderung benötigte Fließspannung k_{f0} in Abhängigkeit des Umformgrades φ dargestellt /Doe00/. Die Fließspannung wird während des Umformprozesses bei bestimmter Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_0$ und Umformtemperatur T und Umformgrad φ ermittelt und grafisch dargestellt. Neben den erwähnten Parameter hängt sie weiterhin von metallurgisch-physikalischen Eigenschaften wie Kristallgitter, Gefügestand und chemischer Zusammensetzung des Werkstoffs ab /Spi89/. Weitere entscheidende Faktoren sind der Spannungszustand während des Umformprozesses und der Umformprozess (Reibung, Geometrie der Umformzone, Umformgeschichte) selbst. Die ermittelten

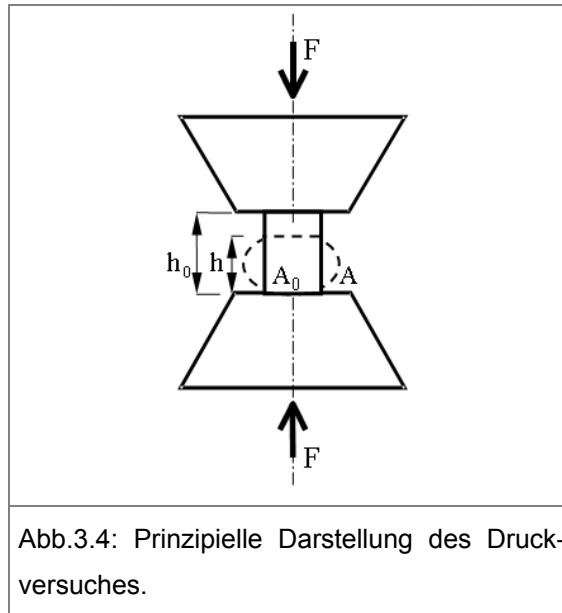
Ergebnisse der Fließspannungsbestimmung machen eine Abschätzung und eine eventuelle Umformsimulation des Umformprozesses und der Prozessführung möglich. In dieser Studie wird der gemessene Wert der Fließspannung verwendet, um die mögliche Erweiterung der Prozessgrenzen des hydrostatischen Strangpressens abzuschätzen.

Zur Ermittlung der Fließspannung kamen in dieser Arbeit Proben (Durchmesser 10mm, Höhe 12mm) aus stranggegossenen und homogenisierten Materialien (AZ31, AZ61, AZ80) zum Einsatz. Die Probenlage lag in Stranggussrichtung (außer des Bereiches ca. 10mm von der Bolzenoberfläche). Die Probenherstellung (Abb.3.3) erfolgte durch Erodieren und Drehen mit der Genauigkeit $\pm 0,01\text{mm}$.



Abb.3.3: Darstellung der Probenentnahme.

Anschließend wurden Fließkurven in einem konventionellen Druckversuch (Zylinderstauchversuch) aufgenommen. Bei diesen Versuchen wurde ein zylindrischer Probenkörper mit der Druckfläche A_0 und der Höhe h_0 durch eine über die Stirnflächen aufgebrachte Druckbeanspruchung axial gestaucht (h ist die momentane Probenhöhe des Körpers), wie in Abb.3.4 dargestellt ist. Als Schmiermittel beim Stauchversuch wurde eine Nickel-Graphit basierte Folie verwendet.



Die Fließspannung wird aus dem einachsigen Spannungszustand unter Voraussetzung einer homogenen Formänderung ermittelt. Aus der Druckkraft F (bezogen auf den konstanten Anfangsquerschnitt A_0) und der Änderung der Höhe des Probenkörpers wird eine Kurve $k_{f0}(\varphi_0)$ aufgezeichnet (siehe Gleichung 3.1), die den Zusammenhang zwischen der Fließspannung mit dem Umformgrad φ (Gleichung 3.2) wiedergibt, wobei:

$$k_{f0} = F/A_0 \quad (3.1)$$

$$\varphi = \ln(h/h_0) \quad (3.2)$$

Die Umformgeschwindigkeit bei homogener Umformung ist nach der Gleichung 3.3 zu ermitteln und muss im Laufe der Messung konstant bleiben. Es gilt:

$$\dot{\varphi}_0 = d\varphi/dt = v/h - \text{konst} \quad (3.3)$$

Hierbei ist v die momentane Werkzeuggeschwindigkeit und h die augenblickliche Probenhöhe.

In dieser Studie wird das Fließverhalten von Magnesiumlegierungen der AZ-Reihe zwischen Raumtemperatur und $T=400^\circ\text{C}$ ermittelt. Die Umformgeschwindigkeit betrug $\dot{\varphi}_0=1\text{s}^{-1}$, eine für das Strangpressen typische Umformgeschwindigkeit [Lau81,

Bau01, Bar01, Bar05/. Der verwendete Umformgrad war $\varphi=1.0$, wobei dieser bei niedrigen Umformtemperaturen wegen frühzeitigen Materialbruchs nicht erreicht werden konnte. In diesem Fall wurde die Fließspannung für den maximal erreichten Umformgrad registriert.

Untersuchungen zum Fließverhalten wurden mit einer kommerziellen hydraulischen Prüfmaschine („Gleeble 4500“) im Institut für Eisenforschung (Gleiwitz/Polen) durchgeführt. Die Proben wurden horizontal zwischen den Stauchbacken mit geringer Vorkraft eingespannt, elektrisch mit einer Geschwindigkeit 2°C/s aufgeheizt, 120s bei dieser Temperatur gehalten und anschließend umgeformt (siehe Abb.3.5 und Abb.3.6). Als Schmiermittel wurde eine Nickel-Graphit basierte Folie verwendet. Nach dem Versuchsende wurden alle Proben sofort mit Wasser abgekühlt.

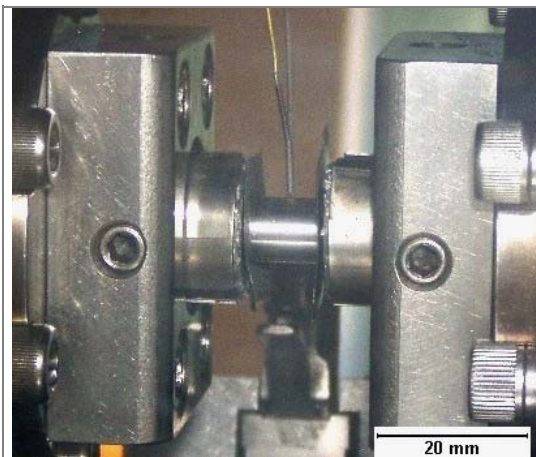


Abb.3.5: Vor dem Stauchen.

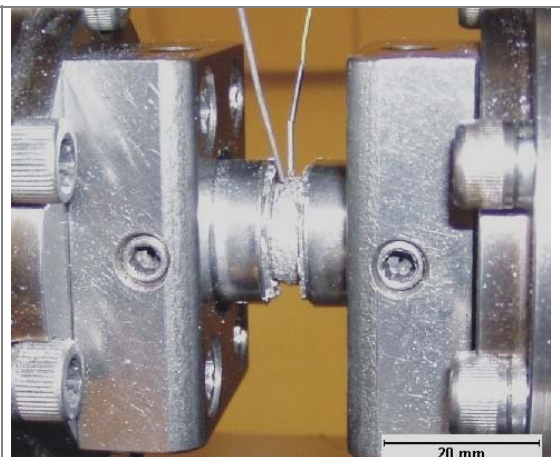
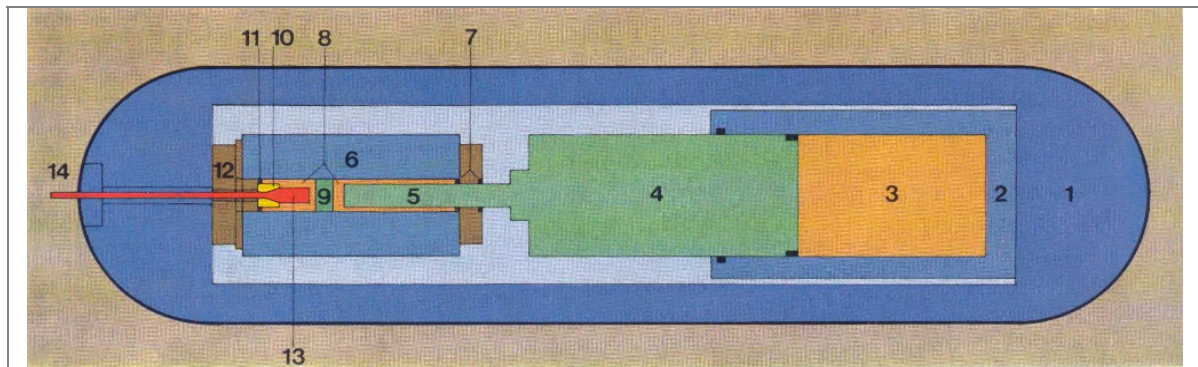


Abb.3.6: Nach dem Stauchen.

Der zeitliche Verlauf der Temperatur wurde mittels eines Thermoelements, das in der Probe eingebaut war, ermittelt. Alle Messpunkte wurden durch ein Messsystem mit einer Abtastfrequenz von 10kHz aufgenommen. Dadurch konnte auch bei sehr kleinen Stauchproben und sehr geringen Messzeiten eine ausreichende Menge von Messpunkten erzielt werden. Die umgeformten Proben wurden anschließend metallografisch untersucht, um die Gefügeänderungen bei der Umformung zu untersuchen.

3.3 Hydrostatische Strangpresseexperimente

Die hydrostatischen Strangpressversuche erfolgten mit Hilfe einer „Quintus“ 12MN Presse der Firma ASEA im Institut für Nicht-Eisen-Metalle in Freiberg/Sachsen. Der Rezipient der Presse für die Druckaufnahme besteht aus einem Stahlzylinder, der mit mehreren Lagen eines vorgespannten, kaltgewalzten, hochfesten Stahldrahts umwickelt ist /Hor71, Hog77, Hog79/. Der Hydraulik-Zylinder ist mit einer auswechselbaren Auskleidung versehen. Der Draht hat eine derart hohe Vorspannung, dass im Rezipient oder in der Auskleidung selbst bei hohen Drücken Zugspannungen auftreten. Die Pressenrahmen bestehen aus zwei halbzylindrischen Jochen und vier Säulen, die durch den bereits erwähnten gewickelten Drahtmantel zusammengepresst werden. Aufgrund der Zusammenpressung der Säulen und dem auftretenden radialen Druck zwischen Drahtmantel und den Jochen werden Schwachstellen eliminiert. Für die Abdichtung der Hochdruckkammer werden feststehende Dichtungen benutzt, die von hydraulischen Kolben unter einem geringen Überdruck gehalten werden. Schematische Darstellung der 12MN-Quintus-ASEA-Presse befindet sich in Abb.3.7. Der maximale Pressdruck im Rezipienten ist ca. 1400MPa. Die praktische Pressdruckgrenze liegt aufgrund der eingesetzten Werkzeuge etwas niedriger und beträgt ca. 1000MPa. Die Stempelgeschwindigkeit der Maschine ist in 6 Stufen geregelt. Eine kontinuierliche Einstellung der Geschwindigkeit ist nicht möglich. Als Druckmedium kommt Rizinusöl zum Einsatz. Trotz des niedrigen Brennpunkts des Öles (ca. 250°C) ist es möglich, Strangpressversuche sogar bei 650°C zu führen, da während des Versuchs der Rezipient vollständig gekapselt ist, und kein Brandausfall dank mangelndem Sauerstoff möglich ist. Der Rezipient hat einen Durchmesser von 105mm /Moe04/. Der maximale Durchmesser eines Pressbolzens beträgt ca. 80mm. Mit dieser Presse sind Rundprofile mit einem Durchmesser von 3 bis 50mm herstellbar. Darüber hinaus können dünnwandige Rohre mit Außendurchmessern von 5 bis 30mm mit einer minimalen Wandstärke von 0.5mm stranggepresst werden.



Skizze nach /Hor71/

1 Pressenrahmen	6 Rezipient	11 Hochdruckdichtung
2 Hydraulik-Zylinder	7 Dichtung mit Niederhalter	12 Matrizenhalter
3 Hydraulik-Flüssigkeit	8 Druckflüssigkeit	13 Pressblock
4 Druckkolben	9 Pressscheibe	14 Strang
5 Stempel	10 Werkzeug	
Maximale Presskraft [MN]		12
Maximaler Strangpressdruck im Rezipienten [MPa]		1400
Geschwindigkeit des Pressstempels [mm/s]		3 bis 18
Maximaler Durchmesser des Pressbolzens [mm]		90
Maximale Länge des Pressbolzens [mm]		320
Maximale Presstemperatur [°C]		650

Abb.3.7: Schematische Darstellung der Presse 12MN-Quintus-ASEA-Press (FNE Freiberg) und ihre technischen Daten.

Für die Untersuchung des Prozesstemperatureinflusses fanden Strangpresseexperimente bei Presstemperaturen $T_S=300^\circ\text{C}$, $T_S=200^\circ\text{C}$ und $T_S=100^\circ\text{C}$ statt (siehe Tab.3.1). Die Temperatur $T_S=300^\circ\text{C}$, als eine typische Prozesstemperatur beim Strangpressen von Magnesiumlegierungen /Lau81, Asm99, Mue02/, war die Initialtemperatur in dieser Studie. Die Temperatur 200°C gilt dagegen als technologischer Grenzbereich bei der Umformung von Magnesium /Bec39, Eml66, Mag00/. Pressversuche bei $T_S=100^\circ\text{C}$ sollten grundsätzlich als Machbarkeitsstudie angesehen werden und das Umformverhalten der Magnesiumlegierungen während des hydrostatischem Strangpressen deutlich unter 200°C aufzeigen. Diese Presseexperimente erfolgten mit der kleinsten Stempelgeschwindigkeit der Maschine bei einem konstanten Strangpressverhältnis. Nach Literaturangaben sollten niedrige Pressverhältnisse (unter $\psi=7$) vermieden werden /Bau01/, um homogene Eigenschaften bei strangge-

pressten Profilen zu fördern. Dies wurde ebenfalls in dieser Studie bei allen Experimenten berücksichtigt.

Legierung	Profilform	Strangpresstemperatur T_s [°C]	Strangpressverhältnis ψ	Strangpressgeschwindigkeit v [m/min]
AZ31	rund ϕ 15	300, 200, 100	28.4	5.1
AZ61	rund ϕ 15	300, 200, 100	28.4	5.1
AZ80	rund ϕ 15	300, 200, 100	28.4	5.1

Tab.3.1: Zusammenstellung der Strangpressparameter zur Untersuchung des Temperatureinflusses.

Darüber hinaus wurden Experimente mit erhöhten Strangpressgeschwindigkeiten und Strangpressverhältnissen geplant. Aufgrund der stufenweisen Einstellung der Stempelgeschwindigkeit der Strangpresse (entsprechend $V=3\text{mm/s}$, 6mm/s , 9mm/s usw...) war eine kontinuierliche Einstellung der Pressgeschwindigkeiten nicht möglich. Damit wurde z.B. lediglich eine Verdoppelung oder Verdreifachung der Geschwindigkeit durchführbar. Eine Variation des Strangpressverhältnisses erfolgte bei gleicher Stempelgeschwindigkeit über den Einsatz von Matrizen mit unterschiedlichen Durchmessern. Detaillierte Angaben der durchgeführten Experimente sind in Tab.3.2 und Tab.3.3 aufgelistet.

Legierung	Profilform	Strangpresstemperatur T_s [°C]	Strangpressverhältnis ψ	Strangpressgeschwindigkeit v [m/min]
AZ31	rund $\emptyset 15$	200	28.4	5.1, 10.2
AZ61	rund $\emptyset 15$	200	28.4	5.1, 10.2
AZ80	rund $\emptyset 15$	200	28.4	5.1, 10.2

Tab.3.2: Zusammenstellung der Strangpressparameter zur Untersuchung des Strangpressgeschwindigkeitseinflusses (bei gleichem Strangpressverhältnis).

Legierung	Profilform	Strangpresstemperatur T_s [°C]	Strangpressverhältnis ψ	Strangpressgeschwindigkeit v [m/min]
AZ31	rund Ø10	200	28.4, 64	11.5
AZ61	rund Ø10	200	28.4, 64	11.5
AZ80	rund Ø10	200	28.4, 64	11.5

Tab.3.3: Zusammenstellung der Strangpressparameter zur Untersuchung des Strangpressverhältniseinflusses (bei gleicher Strangpressgeschwindigkeit).

Um den Umfang der Strangpressversuche zu vervollständigen, fanden außer Rundprofile auch andere Profilformen Verwendung, wie in der Tab.3.4 dargestellt ist. Die Matrize und Profilformen waren so ausgelegt, dass sich das Strangpressverhältnis und die damit verbundene Profilaustrittsgeschwindigkeit mit denen der Rundprofile nicht signifikant unterscheidet. Es kamen Matrizen für das Rechteckprofil 30x7.5mm mit einem Kantenradius von 1mm, für das L-Profil 20x6mm mit einem Kantenradius 1mm und Innenradius 2mm und für das Rohr mit dem Außendurchmesser 28mm und der Wandstärke 4mm zum Einsatz. Darüber hinaus garantierte die rechteckige Profilform auch eine Entnahme von Proben für mechanische Tests quer zur Pressrichtung, was im Falle der anderen Profilgeometrien nicht möglich war. Der Pressbolzen zum Verpressen von Rohren wurde zusätzlich gebohrt und verkürzt, um einen Pressdorn einsetzen zu können. Die Vorbereitung der Pressbolzen zum Strangpressen von L-Profilen erfolgte ähnlich wie bei den Rundprofilen.

Legierung	Profilform	Strangpresstemperatur T_s [°C]	Strangpressverhältnis ψ	Strangpressgeschwindigkeit v [m/min]
AZ31, AZ61, AZ80	Rechteck 30x7.5mm	300	22.3	4
AZ31, AZ61, AZ80	L-Profil 20x6mm	300	24.6	4.4
AZ31, AZ61, AZ80	Rohr Ø28x4 mm	300	16.7	3

Tab.3.4: Zusammenstellung der Strangpressversuche an Rechteckprofilen, L-Profilen und Rohren.

Alle Strangpressversuche erfolgten unter Verwendung einer typischen industriellen Ausrüstung, die üblicherweise zur Herstellung von Profilen und Rohren aus Cu- und Al-Legierungen dient. Bei allen Experimenten wurden Pressbolzen aus einem stranggegossenen und homogenisierten Gussmaterial mit einem Durchmesser 80mm verwendet. Alle Bolzen, unabhängig von Profildurchmesser und Profilform, wurden mit einem Kegel von 60° versehen (siehe Abb.3.8). Der Winkel der Matrize war auf 96° ausgelegt, wie in Abb.3.9 dargestellt ist.



Abb.3.8: Abgedrehte Pressbolzen kurz vor dem Strangpressen.

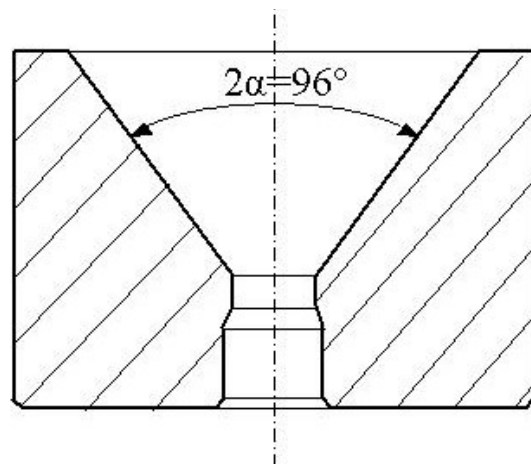


Abb.3.9: Skizze von einer Matrize zum hydrostatischen Strangpressen von Rundprofilen /Moe04/.

Die Bolzenlänge betrug bei den Vollprofilen 320mm und 300mm beim Rohrpressen. Die Abb.3.10 zeigt die verwendete Matrize und den Dorn, die für das Rohrpressen verwendet wurden.



Abb.3.10: Matrize und Dorn zum Strangpressen von Rohren.

Kurz vor dem Erwärmen wurden alle Pressbolzen mit einer Schmierstoffkombination aus MoS_2 , Graphit und Bienenwachs bedeckt.

Anschließend wurden die mit dem Schmierstoff bedeckten Bolzen auf die gewünschte Prozesstemperatur in einem Induktionsofen erwärmt, wie in Abb.3.11 dargestellt ist. Die Nennleistung des Ofens betrug 125KW und die Frequenz 2.5kHz. Abhängig von der gewünschten Strangpresstemperatur dauerte die Aufheizung der Bolzen ca. 60 Sekunden bis 3 Minuten.



Danach wurden die Bolzen (mit einem Greiffarm) zur Presse transportiert. Die Zeit bis zum eigentlichen Pressversuch nach Herausnahme des Pressblocks aus dem Ofen betrug ca. 40-60s. Die Temperatur der Druckflüssigkeit betrug ca. 20°C bis 40°C. Die Ölschicht, die den Bolzen während des Prozesses umgab, war ca. 10-12mm dick. Die Erwärmung der Matrize auf eine Temperatur von 300°C erfolgte mit einem Umluftofen.

Die hydrostatisch stranggepressten Profile wurden entweder mit kaltem Wasser (ca.15-20°C) direkt hinter dem Matrizenaustritt oder in Luft abgekühlt. Sowohl der Pressdruck als auch der Stempelweg wurden während der Versuche elektronisch gemessen. Der Schmierstoff musste von den gepressten Profilen mechanisch mit einer weichen Metallbürste entfernt werden. Dabei handelt es sich um eine speziell gefertigte Bürste zum Putzen von Aluminiumprofilen. Die Profiloberfläche wurde dabei nicht verletzt. Die Darstellung der hergestellten Profilformen und der Pressreste ist in Abb.3.12 zu sehen.



Abb.3.12: In Freiberg hergestellte Profilformen der aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen AZ31, AZ61 und AZ80.

Aufgrund der Tatsache, dass an der Strangpresse in Freiberg keine Messung der Austrittstemperaturen an den Profilen möglich war, musste die Bestimmung der Temperatur an einer 4000T-ASEA-Pressen der Firma „Hydrex“ in Holland durchgeführt werden. Der einzige Unterschied war der Durchmesser der Bolzen (Durchmesser 160mm, Länge 800mm). Der Durchmesser der Profile betrug $\varnothing 30\text{mm}$. Die anderen Parameter (Vormaterial, Pressverhältnis, Pressgeschwindigkeit usw.) waren mit denen in Freiberg identisch. Die Austrittstemperatur wurde auf der Profilloberfläche direkt hinter dem Matrizenaustritt aufgenommen. Im Gegensatz zu den Presseexperimenten in Freiberg (Profildurchmesser $\varnothing 10\text{-}15\text{mm}$) wurde hier aufgrund des größeren Profildurchmessers eine schnelle Materialabkühlung verhindert, was zur Genauigkeit der Messung signifikant beigetragen hat.

3.4 Vergleichsversuche mit indirektem Strangpressverfahren

Zum Vergleich der hydrostatischen Strangpressversuche mit den indirekten Strangpressversuchen, erfolgten im Strangpresszentrum an der TU-Berlin weitere Experi-

mente /Fzs06/. Dort befindet sich eine Strangpressanlage mit einem maximalen Pressdruck von 8MN, die direktes und indirektes Strangpressen ermöglicht (siehe Abb.3.13). Bei allen Experimenten wurden Pressbolzen, ähnlich wie beim hydrostatischen Strangpressen, aus einem stranggegossenen und homogenisierten Gussmaterial auf einen Durchmesser von 93mm abgedreht. Die Bolzenlänge betrug bei allen Experimenten 300mm.



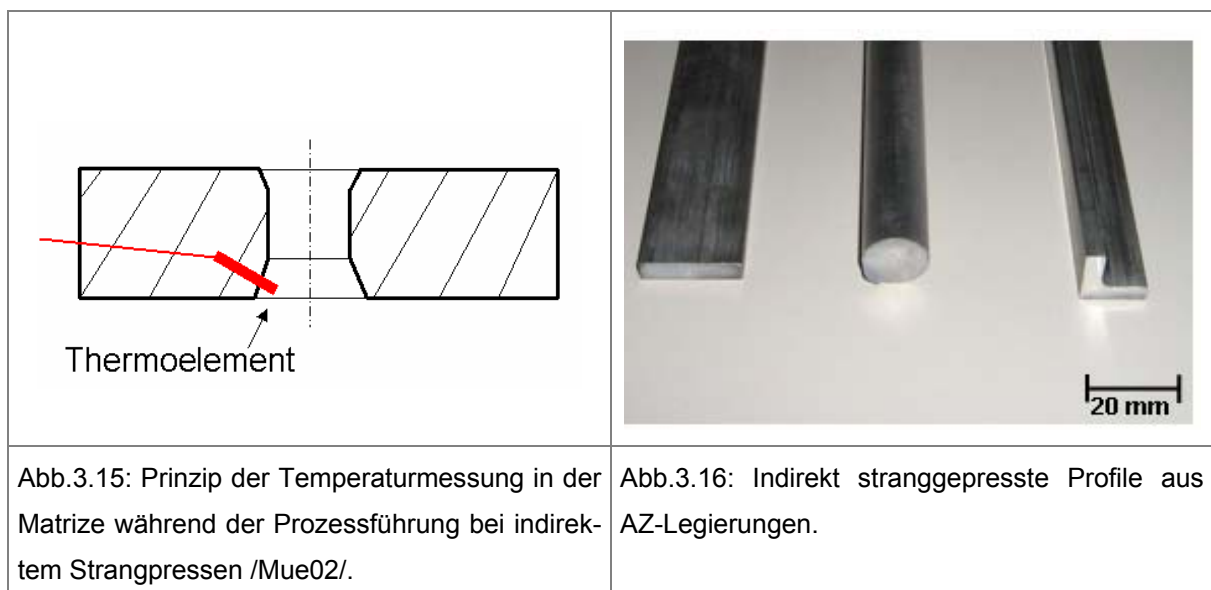
Bauart	horizontal
Maximale Presskraft [MN]	8
Geschwindigkeit des Pressstempels [mm/s]	0 - 80
Durchmesser des (beheizbaren) Aufnehmers [mm]	85, 95, 110, 125, 140
Maximale Länge des Pressblocks [mm]	500
Maximale Presstemperatur [°C]	1300

Abb.3.13: Spezifikation der 8-MN-Pressen an der TU-Berlin.

Es kamen typische Werkzeuge (Flachmatrizen $2\alpha=180^\circ$) zum Einsatz, die zum Strangpressen von Aluminium verwendet werden. Kurz vor dem Erwärmen wurden alle Pressbolzen mit einer Schmierstoffkombination aus MoS₂, Graphit plus Bienenwachs bedeckt, um die Reibung während des Strangpressens zu minimieren. Die Erwärmung des mit dem Schmierstoff bedeckten Bolzens auf die gewünschte Prozessstemperatur erfolgte mittels eines Induktionsofens (siehe Abb.3.14). Danach findet der Pressversuch statt. Die Temperatur des beheizten Rezipienten und in dem Umluftofen erwärmten Matrize betrug 300°C.



Es wurde sowohl der Pressdruck als auch der Stempelweg während des Versuchs dokumentiert. Andere Profilformen (Abb.3.15) kamen ähnlich wie bei den hydrostatischen Strangpressversuchen zum Einsatz. Sowohl die Prozesstemperatur als auch das Strangpressverhältnis und Strangpressgeschwindigkeit erfolgten ähnlich wie bei den hydrostatischen Experimenten. Bei den Experimenten durch indirektes Strangpressen wurde in die Matrice ein Thermoelement eingebaut, wie in Abb.3.16 zu sehen ist. Mit Hilfe von diesem Thermoelement wurde eine Temperaturmessung während des Prozesses durchgeführt. Damit lässt sich feststellen, wie sich die Temperatur während der Versuche entwickelt und bei welcher Temperatur Heißrisse auftreten. Alle Profile wurden nach dem Pressen sofort wasserabgekühlt.



Die Zusammenstellung der Parameter der Strangpresseexperimente mit indirektem Strangpressen befinden sich in Tab.3.5. Sie wurden den hydrostatischen Versuchen ähnlich gewählt, um die beiden Methoden und deren resultierte Unterschiede vergleichen zu können.

Prozess	Legierung	Profilform	Strangpress- temperatur T_s [°C]	Strangpress- verhältnis ψ	Strangpress- geschwindigkeit v [m/min]
indirekt	AZ31, AZ61, AZ80	rund $\phi 17\text{mm}$	300, 200	31.2	5.6
indirekt	AZ31, AZ61, AZ80	L-Profil 20x6mm	300	34.7	6.3
indirekt	AZ31, AZ61, AZ80	Rechteck 36x9mm	300	21.9	3.9

Tab.3.5: Strangpressversuche mit indirektem Strangpressprozess.

3.5 Charakterisierung des Profils

Zur Beurteilung und Korrelation von Gefüge und mechanischen Eigenschaften erfolgten an den stranggepressten Profilen, sowohl Analysen der Mikrostruktur hinsichtlich des Gefüges und der Textur, als auch mechanische Tests zur Bestimmung der charakteristischen Kennwerte. Derartige Messungen werden üblicherweise zur Beurteilung der stranggepressten Profile verwendet /Eml66, Las02, Mue02, Fis03/.

Die Auspresslänge der Bolzen variierte zwischen 6m und 10m. Alle Proben für die mechanischen Untersuchungen (jeweils min. fünf Zug- und fünf Druckproben) sind jeweils zwischen dem 2. und 4. Meter dem Profil entnommen worden. Die Abmessungen der entnommenen Proben hingen von den jeweiligen Profilgeometrien ab. Die Anfertigung von Druckproben (für die Analyse der Zug-Druck-Anisotropie) oder Kerbschlagbiegeversuchsproben war lediglich im Fall von Rundprofilen möglich, aufgrund geringer Wandstärken bei den Rechteck- und L-Profilen musste darauf verzichtet werden. Dagegen ließen die Rechteckprofile die Präparation von zusätzlichen Zugproben in Pressrichtung und in 90° zur Pressrichtung zu.

Aus den hydrostatisch stranggepressten Rohren erfolgte aufgrund der kleinen Wandstärke lediglich die Gefügecharakterisierung.

Für die mikrostrukturelle Analyse wurden drei Proben (bei 2m, 3m und 4m Meter) vorbereitet und bei einigen Profilen weitere zwei Proben für Texturuntersuchungen. Die Entnahme aller Gefügeproben erfolgte in denselben Bereichen des Profils (Abb.3.17), um insbesondere eine präzise Korrelation zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften darzustellen.

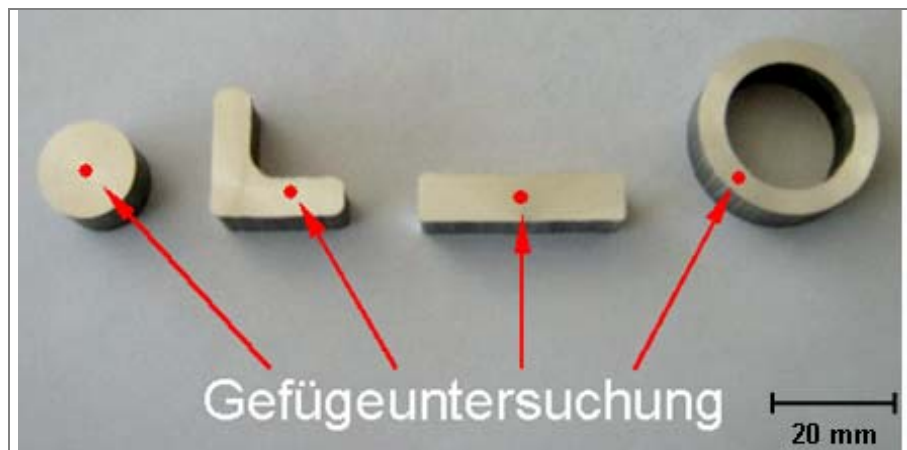


Abb.3.17: Entnahmestellen der Gefügeproben bei untersuchten Profilen und Rohren.

3.5.1 Probenpräparation, Mikroskopie und Gefügeanalyse

Die Proben für die metallografische Untersuchungen wurden zunächst in Kunststoff (Kaltpolymerisat „Demotec 30“) kalt, um Gefügeänderungen durch Heißeinbettmittel zu vermeiden, eingebettet, danach mit SiC-Schleifpapier nass geschliffen und abschließend mit Diamantsuspension und OPS (Al_2O_3) - Suspension poliert, wobei mit Hinblick auf die Materialkorrosion keine wasserhaltigen Lösungen zum Einsatz kamen /Kre05/. Die Ätzung erfolgte mit einer pikrinsäurebasierten Ätzlösung /Kre04/, so dass farbige Gefügebilder von Magnesium auch im Gusszustand mit Hilfe der Polarisationsmethode mit einer genauen Auflösung direkt danach ausgefertigt werden konnten.

Zur Aufnahme der Makroschliffe der geschnittenen Billets kam lediglich eine Digitalcamera mit hoher Auflösung zum Einsatz. Für die (lichtmikroskopischen) Untersuchungen der Mikrostruktur wurde ein Auflichtmikroskop „DL-LM“ der Firma „Leica“ mit Digitalcamera und Computer im Hellfeld-Modus bei Vergrößerungen zwischen 1.6 bis 1000-fach gekoppelt. Die Bilddarstellung und Bearbeitung erfolgte unter Verwendung des Programms „Analysis“ der Firma „Aquinto“, welches die KorngröÙbestimmung

und die Messung der Korngröße mit Hilfe des Flächenverfahrens nach DIN50600 (ASTM E112-77) ermöglichte /Exn86/. Beim Flächenverfahren wird ein Kreis mit bekannter Flächeneinheit auf das Gefügebild gelegt. Anschließend werden die Anzahl der Körner, die vollständig im Kreis liegen sowie die Anzahl der von der Kreislinie geschnittenen Körner bestimmt. Daraus wird die mittlere Kornfläche und damit der mittlere Korndurchmesser (mittlere Korngröße) bestimmt. Die langen und großen nicht rekristallisierten Körner werden während der Korngrößenbestimmung wie andere Körner betrachtet und gezählt. Die Berücksichtigung dieser großen Körner hat jedoch kaum einen meßbaren Einfluss auf die ermittelte mittlere Korngröße. Für jede Korngrößenbestimmung ist eine Mindestzahl von neun Schliffbildern aus drei verschiedenen Profilstellen (in Längsrichtung) mit jeweils mindestens einer Flächenbestimmung verwendet worden. Der Fehler wurde als die Standardabweichung aus den verwendeten Gefügebildern ermittelt. Zu beachten ist generell, dass die Genauigkeit der Korngrößenbestimmung mit Hilfe der Lichtmikroskopie auflösungsbedingt im Bereich von ca. $\pm 1\mu\text{m}$ liegt.

Für rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen wurde das Gerät Zeiss DSM962, mit Beschleunigungsspannungen von 15 bzw. 20kV und 3,7A Kathodenstrom, verwendet. Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung von Werkstoffproben, insbesondere die Bestimmung von Phasenzusammensetzungen (Ausscheidungen) wurde durch energiedispersive Spektralanalyse (EDX) mit einem EDX-System (Bauart WinEDS, mit Detektor DX300 und Pulse Prozessor PX9000) durchgeführt.

3.5.2 Texturmessung

Der Begriff der Textur bezeichnet die Gesamtheit der Orientierungen der Kristalle eines polykristallinen Stückes. Grundlage der Kristalluntersuchungen bildet das Bragg'sche Reflexionsgesetz (Gleichung 3.4). Dieses Gesetz /Got98/:

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (3.4)$$

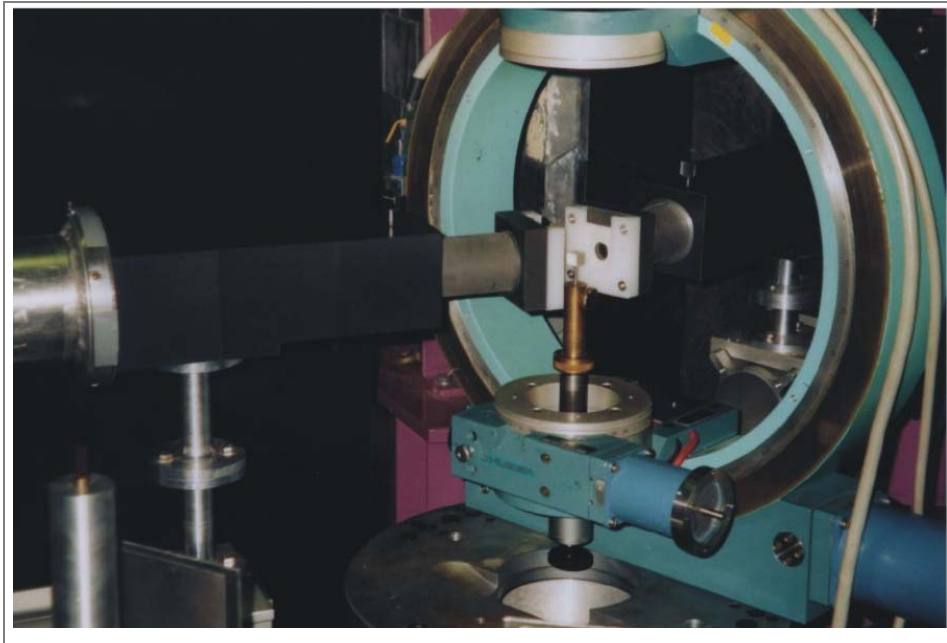
beschreibt die Beziehung zwischen der Wellenlänge λ des einfallenden Röntgenstrahls, dem Netzebenenabstand des Atomgitters d und dem Reflexionswinkel θ . Der Wert n bezeichnet die Ordnungszahl der Reflexion. Fällt ein Strahl der Wellenlänge λ

auf eine Probe mit einer Kristallverteilung, so wird es eine Ebenenschar geben, die die Bragg'sche Regel erfüllt und einen Reflex erzeugt. Durch eine geeignete Drehung der Probe werden dann alle in der Probe vorhandenen Orientierungen einer Netzebenenart in Reflexionsstellung gebracht. Als Ergebnis erhält man die Intensität der Reflexe der Ebene in Abhängigkeit des Koordinatensystems der Probe.

Die Darstellung der Textur erfolgte für jede (Gleit)ebene (Braggreflex) in Form einer Polfigur. In der Polfigur wird der Normalenvektor der betrachteten Ebene eines jeden Kristalls als Punkt, dem die entsprechende Intensität zugeordnet wird, abgebildet. Über die in der Regel hohe Anzahl einzelner Kristalle in der betrachteten Probe entsteht so die Polfigur, die die Winkel – und Intensitätsverteilung der betrachteten Ebene in Bezug auf die makroskopische Richtung angibt. Aus mehreren gemessenen Polfiguren für unterschiedliche Netzebenen kann die Orientierungsverteilung – Funktion (ODF – eng. „orientation distribution funktion“) berechnet werden. Sie stellt die Gesamtheit der Kristallorientierungen in einer Probe dar. Daraus lassen sich die gewünschten Polfiguren sowie inverse Polfiguren zurückrechnen.

Bei den inversen Polfiguren wird die Probenrichtung in einem kristallfesten (nicht in Probenfesten wie bei Polfiguren) Koordinatensystem dargestellt. Die Dichte an einem Punkt in der inversen Polfigur gibt die Wahrscheinlichkeit an, die Probenrichtung in der Umgebung, der durch den Punkt repräsentierten Kristallrichtung zu finden. Man muss viele Kristallrichtungen an wenigen Probenrichtungen messen. Es ist dabei aufgrund der Kristallsymmetrie nicht nötig die ganze Kugel darzustellen.

Alle Texturmessungen fanden am TEX-2 Neutroddiffraktometer im FRG-1 GKSS-Forschungszentrum statt (Abb. 3.18). Für diese Experimente sind die zylindrischen Proben (mit einem Durchmesser von $\varnothing 10$ und einer Höhe von 15mm) aus den Rundprofilen entnommen worden /Bro04/. An einer festen Position im Diffraktometer wurden die Proben während der Messung jeweils um 360° axial rotiert und zusätzlich um bis zu 90° gekippt /Bro04/. Die Penetrationsdicke des Neutronstrahlers hatte die Wellenlänge von $1.08\text{\AA}$, was bei reinem Magnesium 43cm entspricht. Dank der sehr tiefen Penetration der Neutronen war es möglich eine komplette Polfigur zu messen.



3.5.3 Untersuchung der mechanischen Eigenschaften

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften fanden sowohl Rundzugproben als auch Druckzylinderproben Verwendung. Die Zugproben der Maße M10 und M6 wurden nach DIN Norm 50125 gefertigt, wobei im Fall der Recheckprofile aufgrund der Profilabmessung die M6 Proben gekürzt werden mussten. Die Druckzylinderproben hatten einen Durchmesser von 10mm und eine Höhe von 15mm. Alle verwendeten Proben sind aus den Profilen herausgeschnitten und abgedreht worden.

Für die mechanischen Tests kam eine Universal Prüfmaschine der Bauart Zwick Z050 mit einer maximalen Kraft von 50kN mit beweglichem Querhaupt zum Einsatz. Die verwendeten Rundzugproben wurden momentfrei im Probenhalter eingesetzt, und ebenso wie die Druckproben bei der Prüfung einer konstanten Dehngeschwindigkeit von 10^{-3}s^{-1} ausgesetzt. Über einen mechanischen Dehnungsaufnehmer konnte die Längenänderung gemessen werden, wobei die Mess- und Steuersoftware „Zwick TestXpert“ die Kraft aufzeichnete.

Die Ermittlung der Härte erfolgte mittels des Vickersverfahrens HV10, wobei alle Werte entlang des Längsschlifs vom Rand zur Profilmittle gemessen wurden, um eine mögliche Streuung der Härte zu erfassen.

Der „Charpy-Versuch“ nach DIN Norm 50115 diente zur Bestimmung der Bruchzähigkeitswerte. Aufgrund der erforderlichen Probenmaße mussten dabei alle Proben aus Rundprofilen $\varnothing 15$ in Längsrichtung entnommen werden.

4 Versuchsergebnisse

4.1 Analyse des Vormaterials

Die chemische Analyse der Stranggussbolzen erfolgte mittels Funkenspektrometrie. Die Ergebnisse sind in der Tab.4.1 dargestellt. Alle drei Legierungen entsprechen den ASTM–Anforderungen für diese Mg-Legierungen (siehe Tab. 2.3).

Legierung	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni	Mg
AZ31	2.9	0.98	0.29	0.01	<0.001	0.004	<0.001	Rest
AZ61	6.5	0.99	0.20	0.02	<0.001	0.003	<0.001	Rest
AZ80	8.5	0.51	0.31	0.02	<0.001	0.002	0.001	Rest

Tab.4.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten AZ-Legierungen.

Im geprüften Material wurden keine Poren, Risse oder Lunker festgestellt. Makroschliffe der Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 im Gusszustand, ohne nachträgliche Wärmebehandlung, sind in Abb.4.1 - 4.3 gezeigt. Es ist ein typisches dendritisches Gussgefüge zu erkennen, wie in Abb.4.4 - 4.6 im Detail dargestellt.

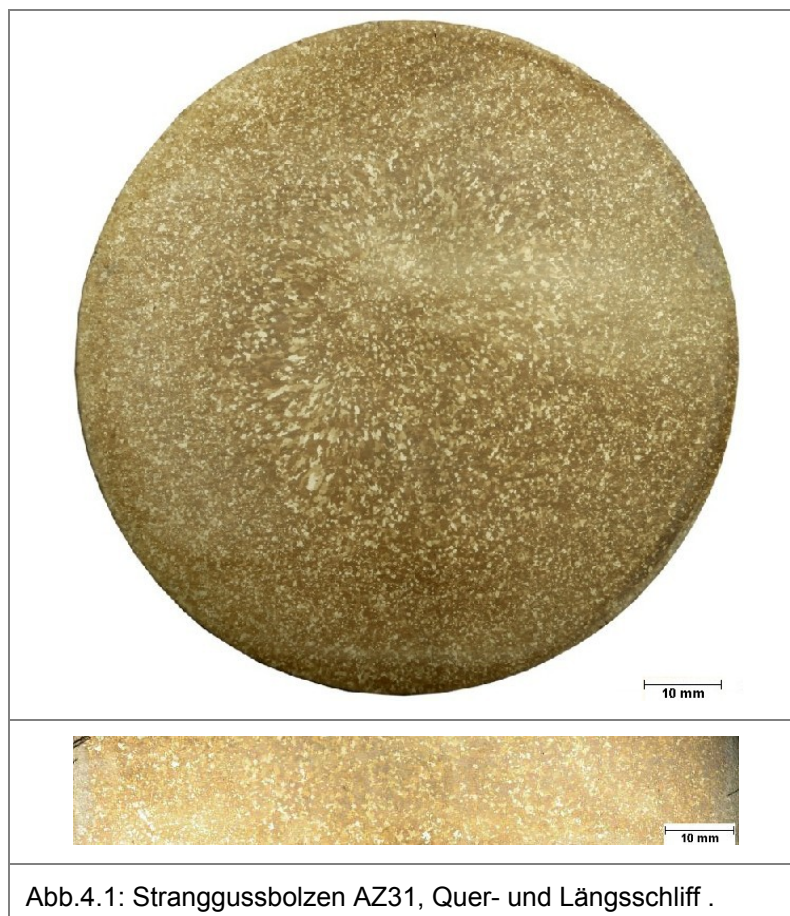


Abb.4.1: Stranggussbolzen AZ31, Quer- und Längsschliff .



Abb.4.2: Stranggussbolzen AZ61, Quer- und Längsschliff .

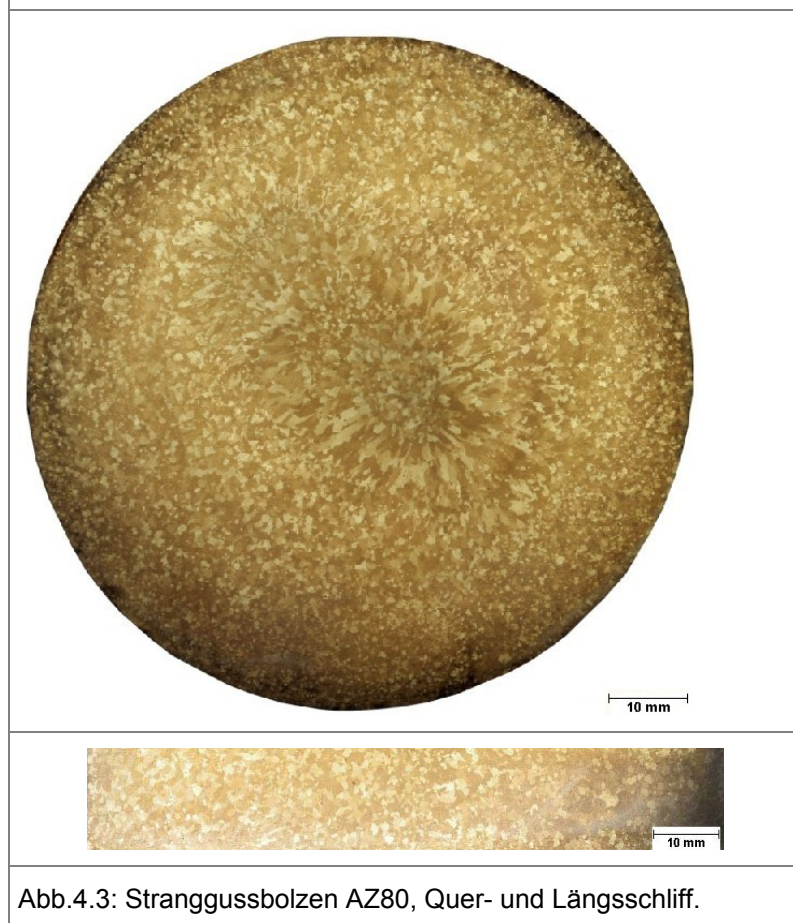


Abb.4.3: Stranggussbolzen AZ80, Quer- und Längsschliff.

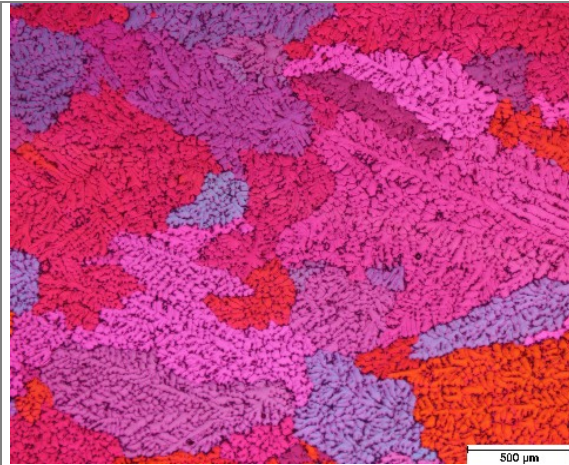


Abb.4.4: Gussgefüge der AZ31 vor der Wärmebehandlung. Proben aus der Mitte des Bolzens (Gussrichtung ↑).

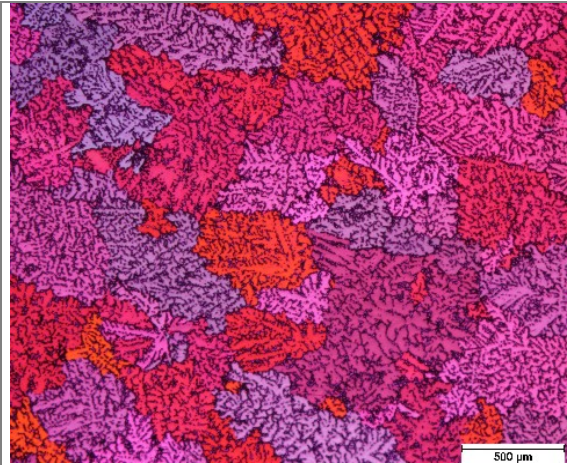


Abb.4.5: Gussgefüge der AZ61 vor der Wärmebehandlung. Proben aus der Mitte des Bolzens (Gussrichtung ↑).

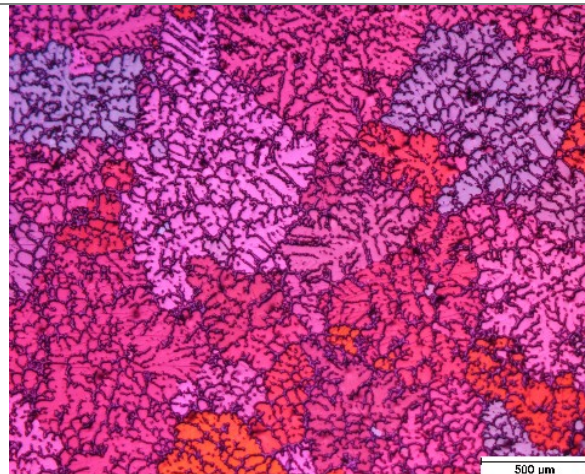


Abb.4.6: Gussgefüge der AZ80 vor der Wärmebehandlung. Proben aus der Mitte des Bolzens (Gussrichtung ↑).

Das anschließende Homogenisierungsglühen der Bolzen erfolgte jeweils 12 h bei 350°C für die Legierungen AZ31 und AZ61 und bei 385°C für AZ80. Danach konnten in den ausgeführten metallografischen Schlibfbildern keine dendritischen Gussgefüge erkannt werden (Abb. 4.7 – 4.9). Einzelne Ausscheidungen vom Typ AlMn (mit EDX analysiert) sind dabei als nadel- und punktförmige Strukturen zu erkennen (Abb. 4.10). Alle Ausscheidungen wurden sowohl an den Korngrenzen als auch in den Körnern beobachtet. Die Existenz dieser Phasen wurde ebenfalls von anderen Autoren bei AZ–Legierungen beobachtet /Lin04, Pen04/. Bei der Legierung AZ80 traten

ebenfalls AlFeMn-Komplexe auf. Die Ausscheidungen können sowohl an den Korngrenzen als auch in den Körnern beobachtet werden.

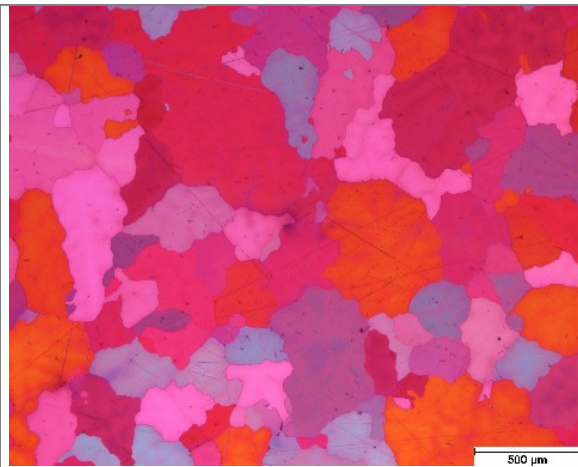


Abb.4.7: Gefüge von AZ31 nach der Wärmebehandlung. Proben aus der Mitte (Gussrichtung ↑).

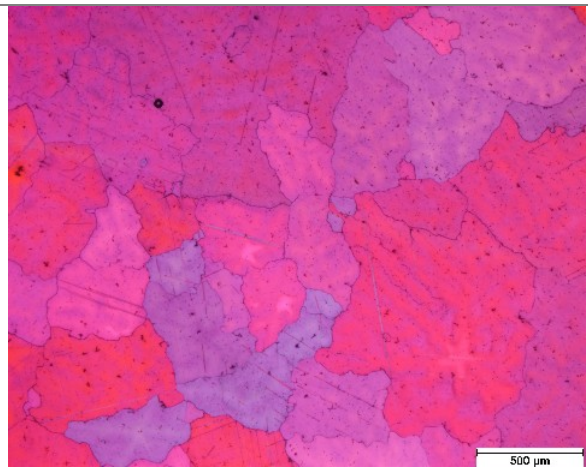


Abb.4.8: Gefüge von AZ61 nach der Wärmebehandlung. Proben aus der Mitte (Gussrichtung ↑).

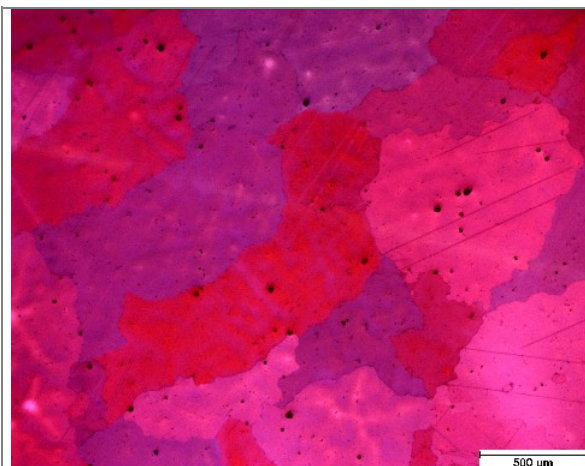


Abb.4.9: Gefüge von AZ80 nach der Wärmebehandlung. Proben aus der Mitte (Gussrichtung ↑).

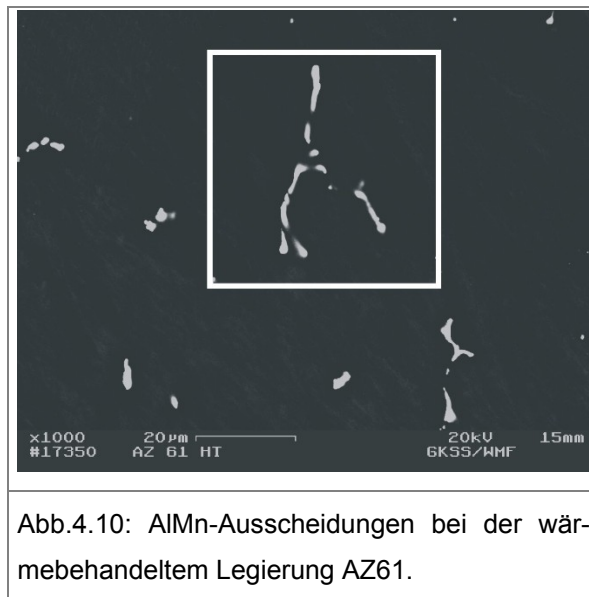
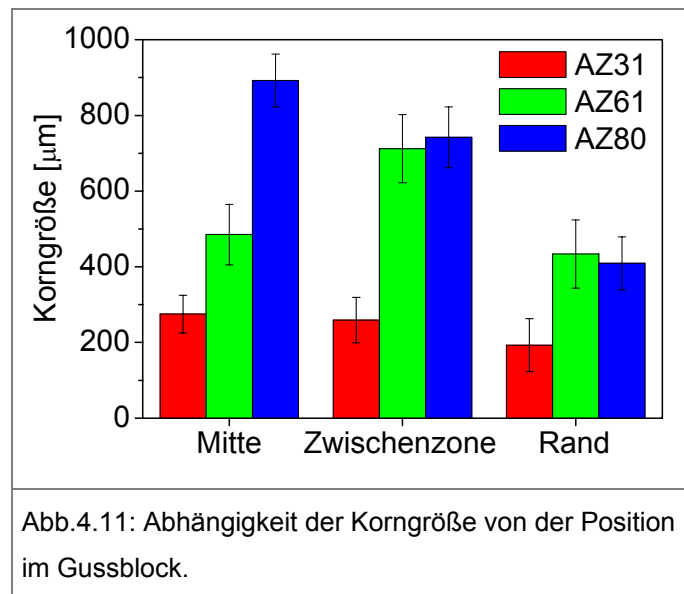
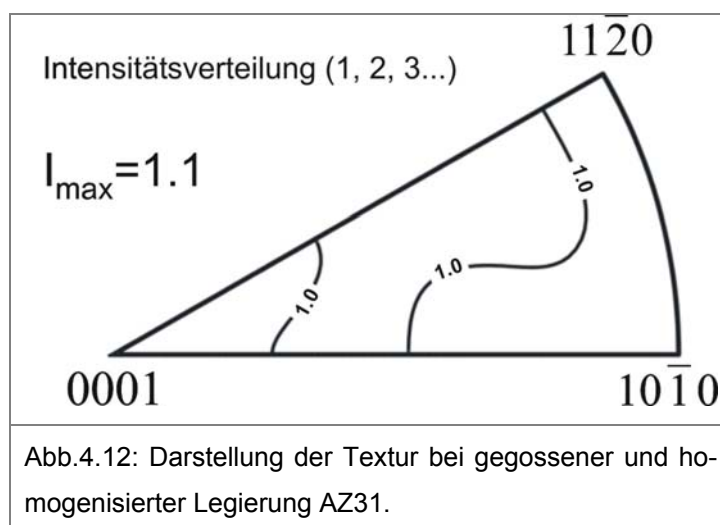


Abb.4.10: AlMn-Ausscheidungen bei der wärmebehandelten Legierung AZ61.

Für die wärmebehandelten Bolzen wurden jeweils die mittleren Korngrößen abhängig vom Entnahmeort ermittelt. Die Probenentnahme erfolgte direkt an der Bolzenoberfläche, in der Mitte ($D/2$, wobei D der Bolzendurchmesser ist) sowie in der Zwischenzone ($D/4$) längs zur Gussrichtung. Die Ergebnisse der Charakterisierung sind in Abb.4.11 graphisch aufgetragen. Es stellte sich heraus, dass die wärmebehandelte Legierung AZ31 ein deutlich feineres Gefüge aufweist als die Legierungen AZ61 und AZ80. Insbesondere steigt in der Mitte die mittlere Korngröße mit steigerten Al-Gehalt deutlich an. Wie in Abb.4.11 dargestellt ist, traten bei der Legierung AZ31 Korngrößen im Bereich von 200-480µm und im Fall von AZ61 und AZ80 Korngrößen von 400 bis 900µm auf. Dieses Verhalten steht im Gegensatz zur Literaturquelle /Mag00/, die einen Kornfeinungseffekt bei höheren Aluminiumgehalten angibt. Bei allen untersuchten AZ-Legierungen wurden direkt an der Oberfläche kleinere Körner gefunden als in der Mitte des Bolzens und in der Zone zwischen dem Rand und der Mitte. Dies ergibt sich aus der schnellen Erstarrung der Schmelze an der Oberfläche.



Die Texturmessung, die exemplarisch an einer homogenisierten AZ31 Probe durchgeführt wurde, ließ keine ausgeprägte Textur (Polintensität $I_{\max}=1.0$) erkennen, wie in Abb.4.12 dargestellt ist.



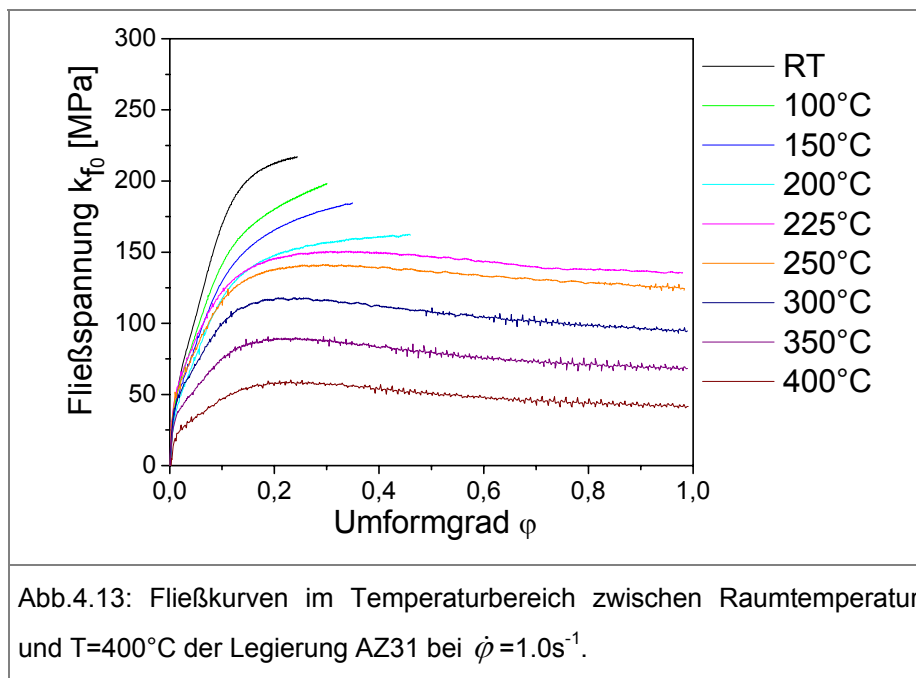
4.2 Fließeigenschaften von AZ-Legierungen

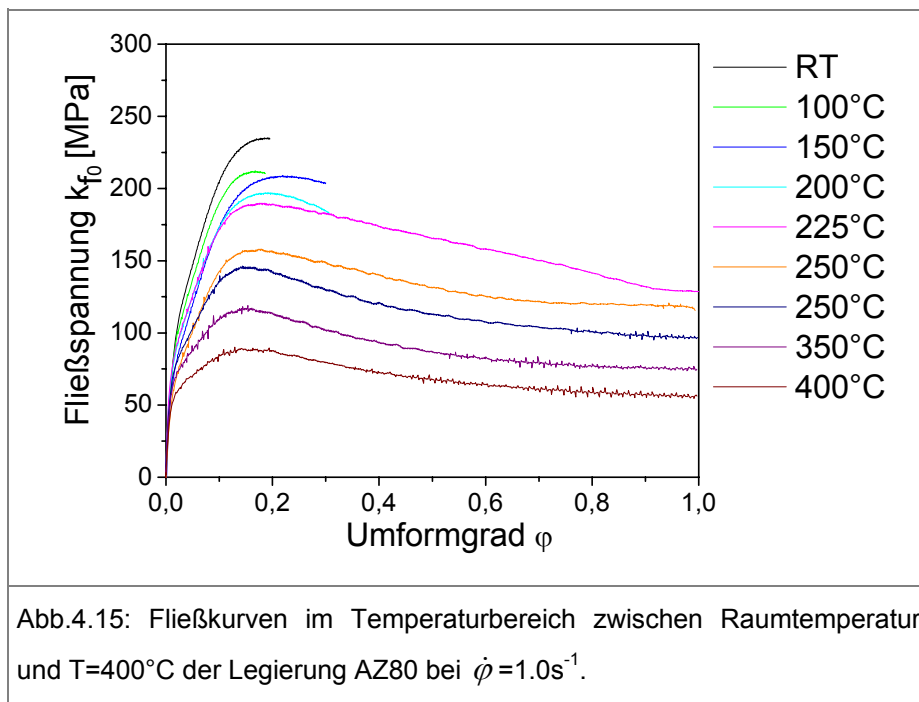
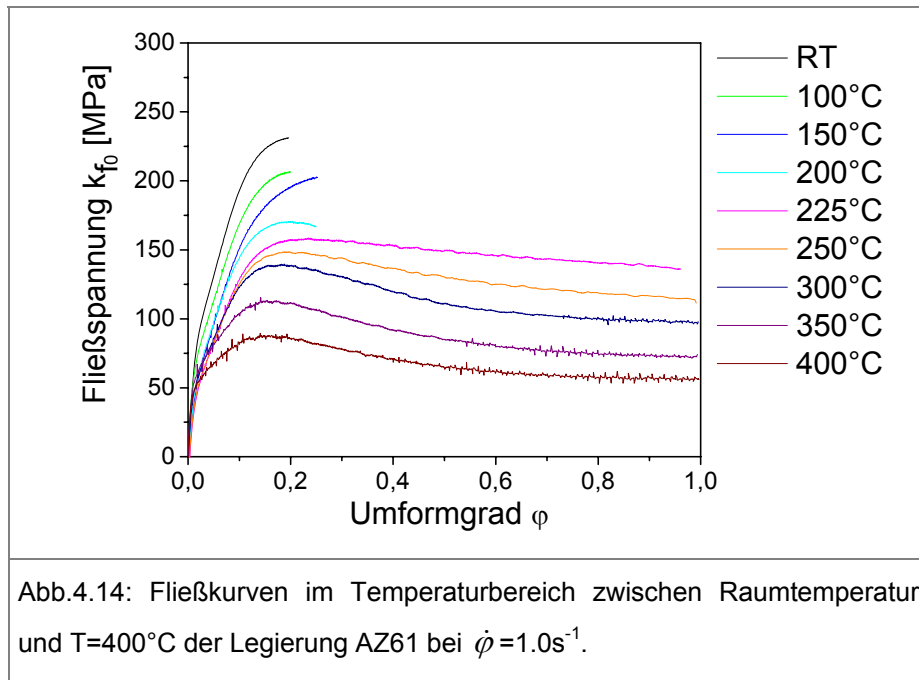
In Abb.4.13 - 4.15 sind die Fließkurven für die Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 bei variierten Temperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi}=1.0\text{s}^{-1}$ dargestellt.

Bei allen drei Legierungen sinkt die ermittelte Fließspannung mit steigender Temperatur. Gleichzeitig steigt der erreichte Umformgrad signifikant an. Der Anstieg zu Beginn der Kurve lässt sich durch die Entstehung und Bewegung von Versetzungen

infolge der Umformung erklären, die im Verlauf des Experiments zu einer starken Verfestigung führen. Mit steigendem Temperaturbereich lässt sich legierungsunabhängig ein kontinuierliches Absinken, der für die plastische Umformung benötigten Fließspannung, feststellen. Der maximal erreichte Umformgrad erhöht sich ebenfalls, insbesondere signifikant oberhalb von 200°C. Dieses Verhalten ist grundsätzlich auf den Beginn der dynamischen Rekristallisation und auf die thermisch aktivierte Versetzungsgleitung, wie in Abb.2.20 dargestellt ist, zurückzuführen [Ion82, Gal01]. Darüber hinaus zeigen die Fließkurven in diesem Temperaturbereich nach dem Erreichen des Spannungsmaximums einen Spannungsabfall, was mit einem verstärkten Einsetzen der Rekristallisation bei höheren Umformgraden zu erklären ist.

Es wurde festgestellt, dass der Wert der Fließspannung im „stationären“ Bereich von ca. $\varphi=0,7$ bis $\varphi=1,0$ nur kleine Abweichungen zeigt und sich bei allen drei Legierungen bei gleichen Umformtemperaturen nicht signifikant unterscheidet. Lediglich im Bereich niedrigerer Umformgrade bis $\varphi=0,4-0,5$ ($T=200^{\circ}\text{C}-450^{\circ}\text{C}$) wurde bei den Legierungen AZ61 und AZ80 ein leicht erhöhter Wert der Fließspannung und ein stärker ausgeprägtes Maximum beobachtet.





An den umgeformten Proben erfolgte erneut eine Gefügeanalyse. Die Gefügebilder sind bei $T=150^{\circ}\text{C}$ und $T=200^{\circ}\text{C}$ in Abb.4.16 - 4.21 dargestellt. Aufgrund der starken Versprödung der Proben bei RT und $T=100^{\circ}\text{C}$ wurde auf die mikrostrukturelle Analyse bei diesen Materialien verzichtet.

In der Abb.4.16, 4.18 und 4.20 sind bei den Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 bei 150°C an den entstandenen Zwillingsgrenzen, die sehr dicht beieinander liegen, kornförmige Strukturen (unter ca. $1\mu\text{m}$) zu erkennen. Dies stimmt generell mit Litera-

turangaben überein /Las03, Ion82/. Diese weisen darauf hin, dass eine dynamische Rekristallisation stattfindet, wobei der Anteil der rekristallisierten Mikrostruktur sehr gering ist. Bei $T=200^{\circ}\text{C}$ (siehe Abb.4.17, 4.19, 4.21) sind bereits größere rekristallisierte Bereiche mit ebenfalls sehr kleinen neu gebildeten Körnern zu erkennen.

Allerdings ist zu beachten, dass bei der Legierung AZ31 sowohl bei $T=150^{\circ}\text{C}$ als auch bei $T=200^{\circ}\text{C}$ die rekristallisierten Bereiche größer als bei AZ61 und AZ80 sind. Dies lässt sich dadurch erklären, dass die Neukornbildung grundsätzlich auf den Zwillingsgrenzen und alten Korngrenzen stattfindet, so dass bei grobkörnigeren Ausgangsgefügen (hier AZ61 und AZ80) die Entstehung der neuen Körner weniger effizient verlaufen kann.

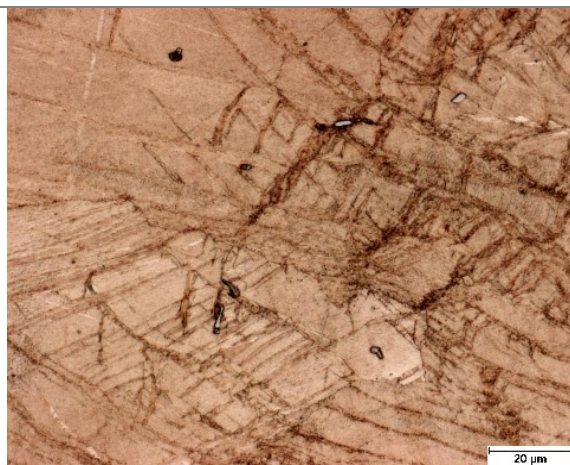


Abb.4.16: AZ31, $T=150^{\circ}\text{C}$, $\dot{\phi}=1\text{s}^{-1}$.

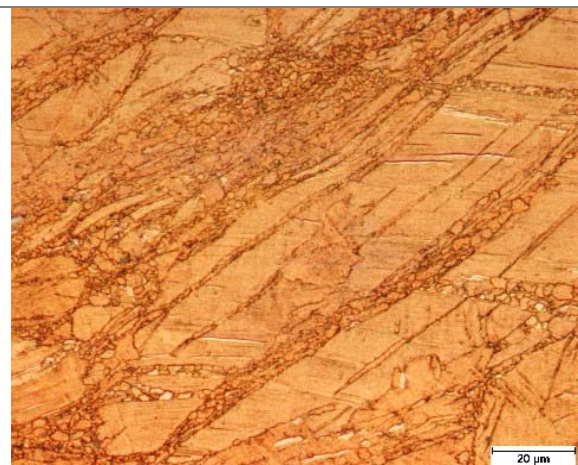


Abb.4.17: AZ31, $T=200^{\circ}\text{C}$, $\dot{\phi}=1\text{s}^{-1}$.

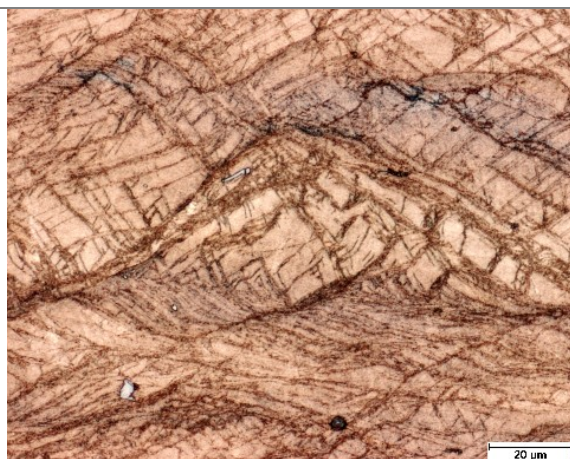


Abb.4.18: AZ61, $T=150^{\circ}\text{C}$, $\dot{\phi}=1\text{s}^{-1}$.

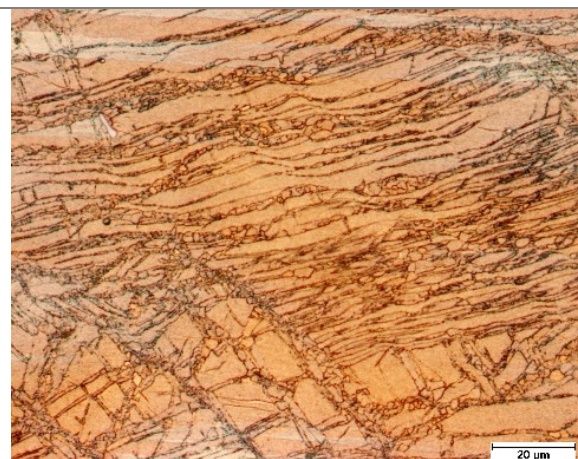


Abb.4.19: AZ61, $T=200^{\circ}\text{C}$, $\dot{\phi}=1\text{s}^{-1}$.

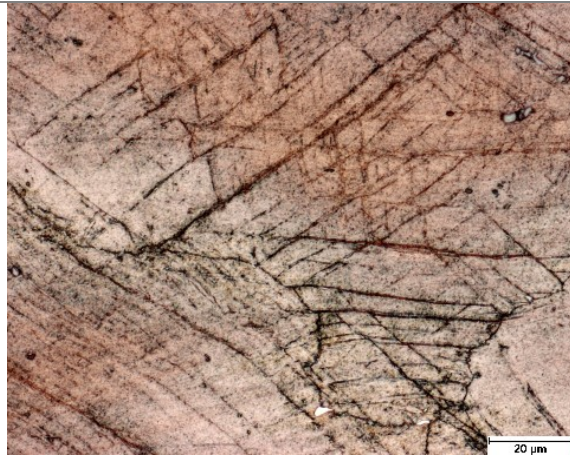


Abb.4.20: AZ80, T=150°C, $\dot{\phi} = 1\text{s}^{-1}$.

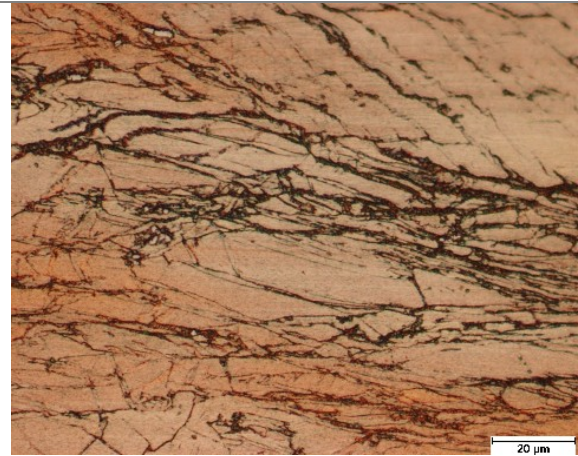


Abb.4.21: AZ80, T=200°C, $\dot{\phi} = 1\text{s}^{-1}$.

In Abb.4.22 - 4.27 sind die Gefüge der bei T=300°C und T=400°C umgeformten Proben dargestellt. Bei der Umformtemperatur T=300°C sind sowohl bei AZ31 als auch bei den Legierungen AZ61 und AZ80 deutlich größere Bereiche rekristallisiert. Die Korngrößen von AZ61 und AZ80 sind mit ca. 4-5µm etwas größer als die von AZ31 (ca. 1-3 µm). Mit ansteigender Umformtemperatur (T=400°C) wird diese noch größer. Es konnte jedoch sowohl bei AZ31 als auch bei AZ61 und AZ80 nur eine teilrekristallisierte Mikrostruktur festgestellt werden.

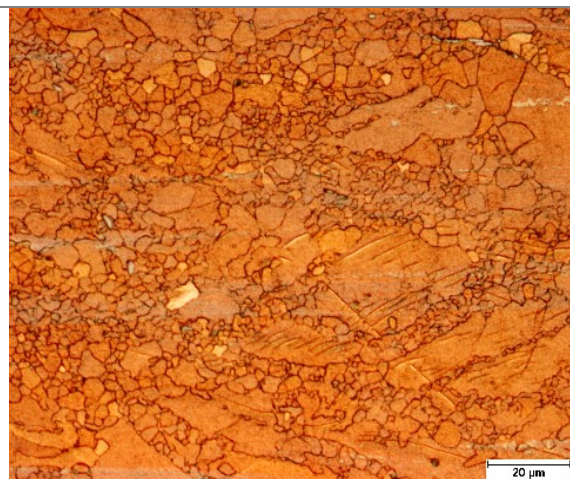


Abb.4.22: AZ31, T=300°C, $\dot{\phi} = 1\text{s}^{-1}$.

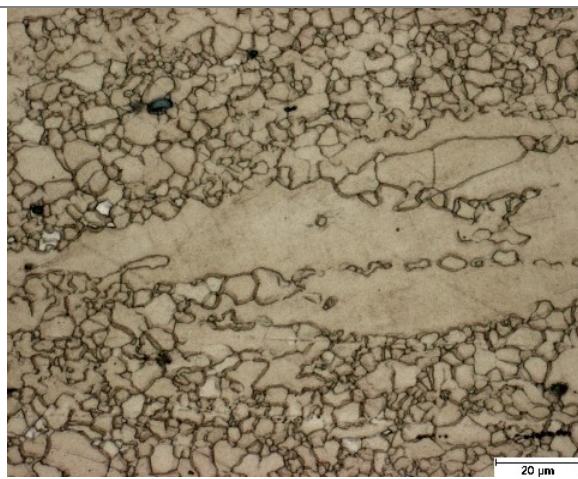


Abb.4.23: AZ31, T=400°C, $\dot{\phi} = 1\text{s}^{-1}$.

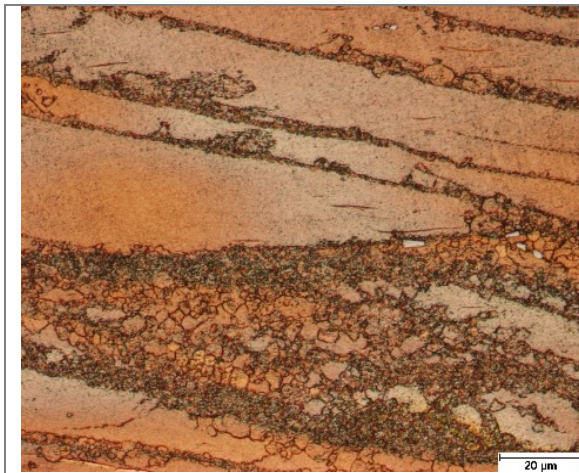


Abb.4.24: AZ61, T=300°C, $\dot{\varphi}=1\text{s}^{-1}$.

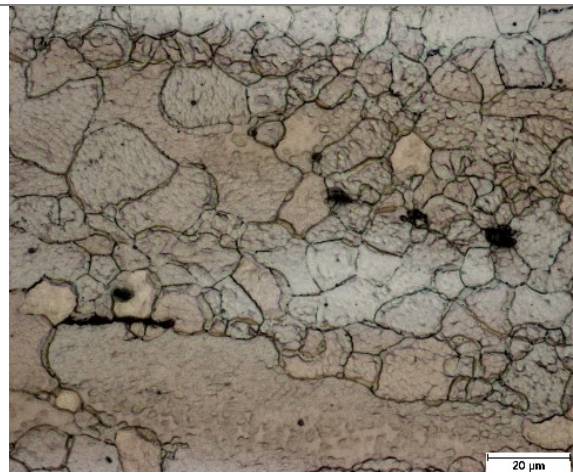


Abb.4.25: AZ61, T=400°C, $\dot{\varphi}=1\text{s}^{-1}$.

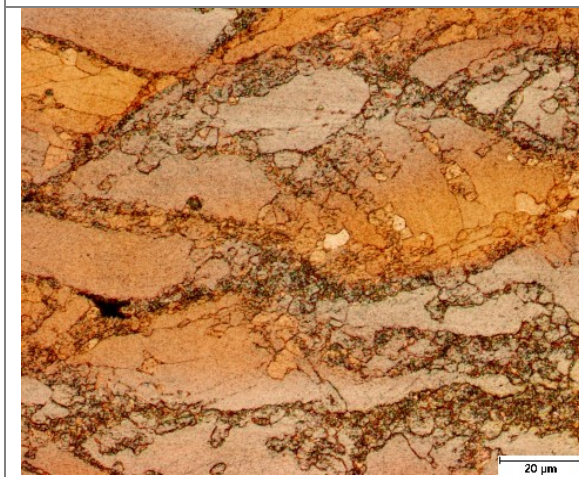


Abb.4.26: AZ80, T=300°C, $\dot{\varphi}=1\text{s}^{-1}$.

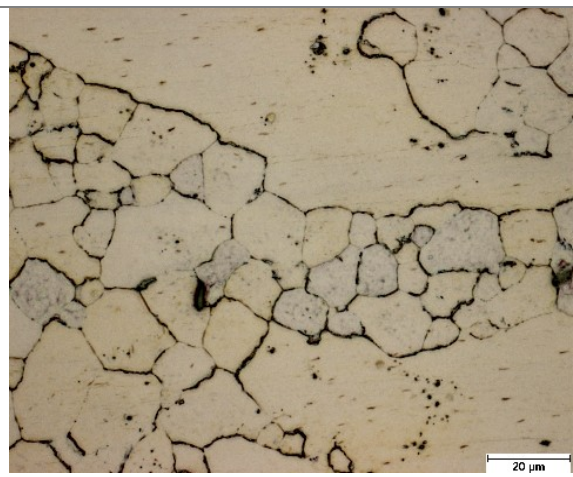


Abb.4.27: AZ80, T=400°C, $\dot{\varphi}=1\text{s}^{-1}$.

4.3 Berechnungen zum Prozessfenster für den hydrostatischen Strangpressprozess

Vor den geplanten Strangpressexperimenten wurden Berechnungen für das hydrostatische Strangpressen mit den Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 durchgeführt. Diese sollen Informationen über die zur Umformung benötigten Pressdrücke und die damit verbundene Materialerwärmung, abhängig von den gewählten Prozessparametern für Rundprofile, liefern. Auf dieser Basis werden mögliche mit der Prozessführung verbundene Einschränkungen in Bezug auf den Pressdruck und die Materialerwärmung gezeigt, die während der Experimente auftreten können.

Für diese Berechnungen wurde die in Kap.2.3 vorgestellte theoretische Darstellung des Strangpressprozesses verwendet. In Tab.4.2 sind alle dafür benötigten Daten zusammengestellt.

	Fließ- spannung k_{f0} bei $T_S=100^\circ\text{C}$ [MPa]	Fließ- spannung k_{f0} bei $T_S=200^\circ\text{C}$ [MPa]	Fließ- spannung k_{f0} bei $T_S=300^\circ\text{C}$ [MPa]	Stempel- geschwindigkeit V [mm/s]	Bolzen- länge L_0 [mm]	Bolzen- durchmesser D_0 [mm]	Spezifische Dichte* ρ [kg/m ³]	Spezifische Wärme* C [J/kg*K]
AZ31	195±10	136±2	96±2	3, 6, 18	320	80	1780	1040
AZ61	200±10	138±2	99±1	3, 6, 18	320	80	1800	1050
AZ80	210±10	135±5	98±3	3, 6, 18	320	80	1806	975

* - nach /Asm99/

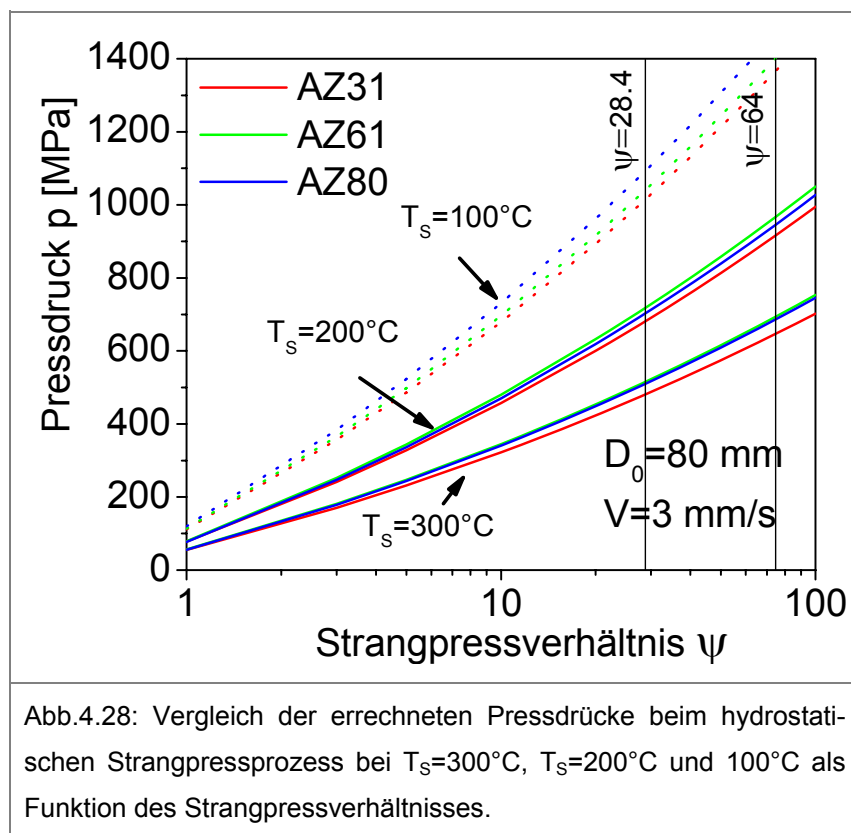
Tab.4.2: Zusammenstellung für die Simulation benötigten Daten.

Für die Ermittlung der erforderlichen Pressdrücke wurden die Gleichungen 2.2 und 2.5 verwendet. Die Ermittlung der Fließspannung k_f erfolgte mit Hilfe der Gleichung 2.3. Die Fließspannungen k_{f0} für die Presstemperaturen $T_S=300^\circ\text{C}$, $T_S=200^\circ\text{C}$ und $T_S=100^\circ\text{C}$ stammen aus den ermittelten Fließkurven in Abb.4.6a - 4.6c. Für die Presstemperatur $T_S=300^\circ\text{C}$ fanden die Werte aus dem stationärem Bereich (Umformgrad $\varphi=0.8-1.0$), der bei 300°C gemessenen Kurve, Verwendung. Aufgrund der Tatsache, dass bei den bei 200°C ermittelten Kurven der stationäre Bereich bei $\varphi=0.8-1.0$ nicht erreicht werden konnte, wurden die Fließspannungswerte von den bei 225°C gemessenen Kurven (auch bei $\varphi=0.8-1.0$) entnommen. Für die Presstemperatur $T_S=100^\circ\text{C}$ wurden, aufgrund der niedrigen erreichten Umformgrade, die maximal erreichten Werte der Fließspannungen bei 100°C entnommen. Obwohl aufgrund der unvollständigen Fließkurven die Werte, die für $T_S=100^\circ\text{C}$ ermittelt wurden (gestrichelte Linie), sicher fehlerbehaftet sind, können diese jedoch als obere Abschätzung angesehen werden.

Der Verfestigungsexponent m, der die Empfindlichkeit der Fließspannung gegen die Umformgeschwindigkeit angibt, wurde der Literatur mit $m=0.14$ entnommen /Lau81, Atw05/.

Bestimmung der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ erfolgte entsprechend Gleichung 2.4 für eine konstante Stempelgeschwindigkeit an der Maschine (1250-t-ASEA hydrostatische Strangpresse in Freiberg). Das Strangpressverhältnis liegt im Bereich von $\psi=1$ -100. Die Länge L_0 und der Durchmesser D_0 der Pressblöcke entsprachen der Vorgaben der späteren Strangpressreihe.

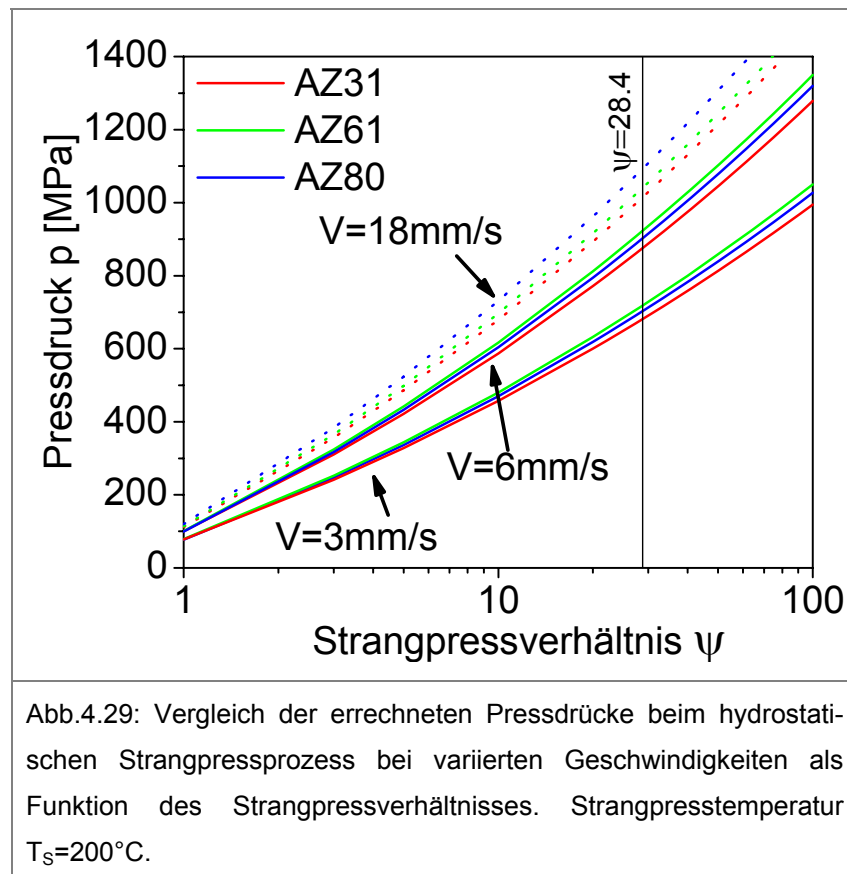
Die Berechneten Werte des Pressdrucks als Funktion des Strangpressverhältnisses für die drei Legierungen zeigt die Abb.4.28 für die Prozesstemperaturen $T_s=300^\circ\text{C}$, $T_s=200^\circ\text{C}$ und $T_s=100^\circ\text{C}$. Hier wurde aufgrund der geplanten temperaturabhängigen und pressverhältnisabhängigen Versuchen (siehe Tab.3.1 und Tab.3.3) die niedrigste Stempelgeschwindigkeit der Maschine ($V=3\text{mm/s}$) gewählt.



Der errechnete Pressdruck steigt mit zunehmendem Pressverhältnis signifikant an. Aufgrund der höheren Fließspannung sind auch deutlich höhere Drücke bei niedrigen Temperaturen zu erwarten. Es stellte sich jedoch heraus, dass bei einer Strangpresstemperatur von $T_s=100^\circ\text{C}$, bei höheren Pressverhältnissen oberhalb von $\psi \approx 30$, der maximal zu erwartende Pressdruck, den für die Werkzeuge kritischen Bereich von ca. 1000MPa überschreitet. Die Presseexperimente wären bei höheren Pressverhältnissen bei der Strangpresstemperatur $T_s=100^\circ\text{C}$ so nicht durchführbar. Jedoch sollte der geplante Versuch, bei dem Pressverhältnis $\psi=28.4$ in diesem Temperaturbereich

noch realisierbar sein. Weitere Presseexperimente, die mit dem erhöhten Pressverhältnis $\psi=64$ bei $T_S=200^\circ\text{C}$ geplant wurden, sind aufgrund des errechneten Pressdrucks (ca. 900MPa) durchaus durchführbar. Zu beachten ist allerdings, dass für die drei betrachteten Legierungen keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich des Pressdrucks zu erwarten sind.

Für die Berechnungen mit variiert Geschwindigkeit (siehe Tab.3.2) fanden um das doppelte ($V=6\text{mm/s}$) und sechsfache ($V=18\text{mm/s}$) erhöhte Stempelgeschwindigkeiten Verwendung. Die Ergebnisse, die bei der Presstemperatur $T_S=200^\circ\text{C}$ erzielt wurden, sind in Abb.4.29 dargestellt. Mit steigender Geschwindigkeit wurde ebenfalls ein Anstieg des Pressdrucks festgestellt. Dies sollte jedoch bei dem festgelegten Strangpressverhältnis $\psi=28.4$, eine Erhöhung der Pressgeschwindigkeiten ermöglichen.



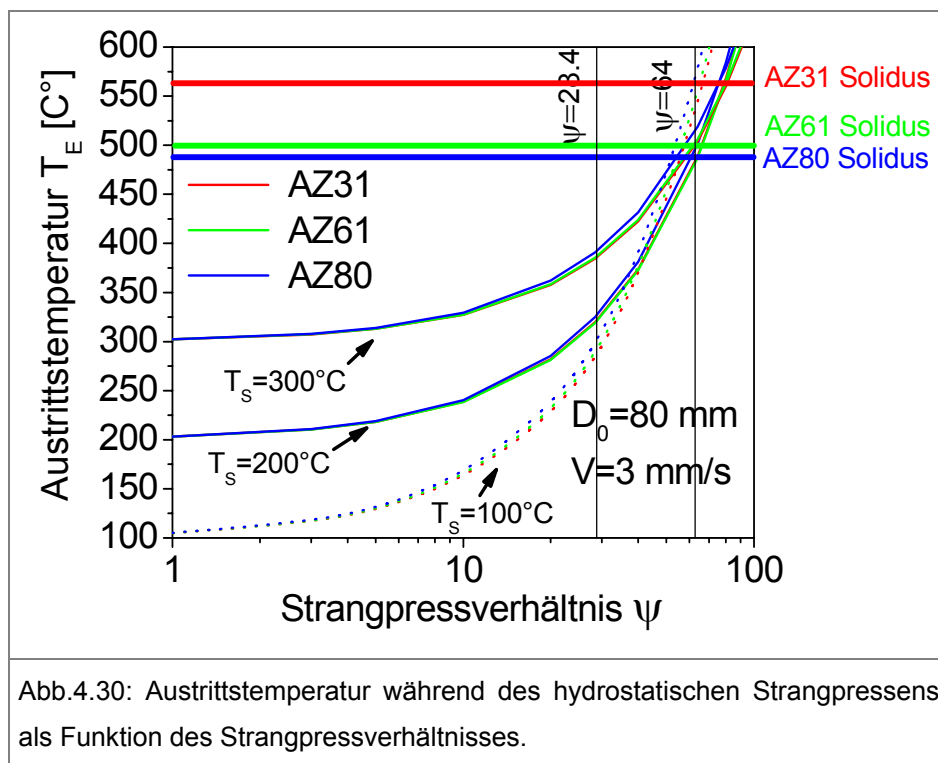
Die Abschätzung der Temperaturerhöhungen ΔT (Gleichung 2.9 und 2.10) und die daraus resultierenden Austrittstemperaturen T_E (Gleichung 2.8) für die Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 für $T_S=300^\circ\text{C}$, $T_S=200^\circ\text{C}$ und $T_S=100^\circ\text{C}$ erfolgte für gleiche Stempelgeschwindigkeit $V=3\text{mm/s}$. Aufgrund der Annahme, dass während des hydrostatischen Strangpressens keine Reibung zwischen dem Pressblock und der Matri-

ze bzw. zwischen dem Pressblock und dem Rezipient stattfindet, wurde lediglich die aus der Umformarbeit resultierende Erwärmung berücksichtigt.

$$\Delta T = \Delta T_1 = \frac{k_f \ln \psi}{\rho C} \quad (2.9, 2.10)$$

$$T_E = T_S + \Delta T \quad (2.8)$$

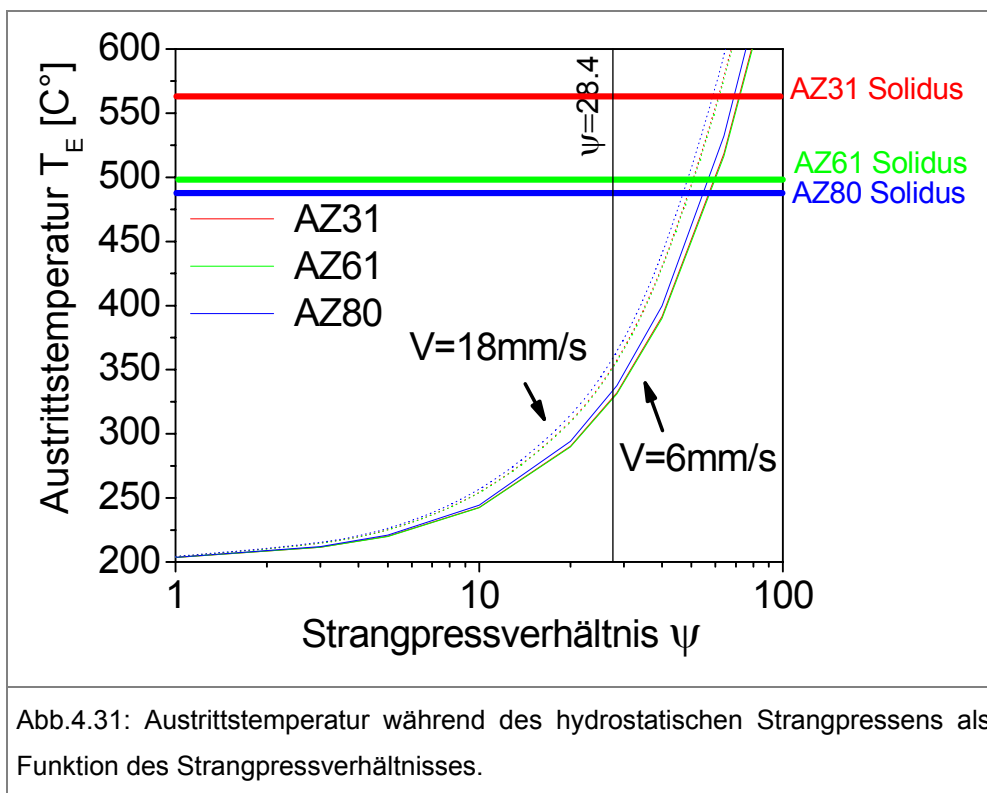
Es ist jedoch zu beachten, dass bei den Umformprozessen nicht die ganze Umformarbeit in Umformwärme umgesetzt wird /Doe00/. Darüber hinaus kann sowohl die Druckflüssigkeit als auch die Wärmeübertragung zwischen dem Pressblock und der Matrice zu Wärmeverlusten beim hydrostatischen Strangpressen führen. Nach Literaturangaben /Sei77, Sil03/ kann angenommen werden, dass ca. 50% der adiabatischen Wärme in die Strangwärme umgesetzt wird. Dies ist auch in den Kalkulationen übernommen worden, sodass die Wärmeverluste während des Prozesses berücksichtigt werden. Die Ergebnisse sind in Abb.4.30 dargestellt.



Das Diagramm verdeutlicht, dass mit steigendem Pressverhältnis es zu einem kontinuierlichen Anstieg der Austrittstemperatur T_E kommt. Zwar liegt die Austrittstemperatur T_E bei den Pressverhältnissen bis $\psi \approx 60$ und der Presstemperatur $T_S = 300^\circ\text{C}$ niedriger als bei $T_S = 200^\circ\text{C}$ und $T_S = 100^\circ$, jedoch wird der Unterschied bei höheren Pressverhältnissen deutlich geringer. Bei einem Strangpressverhältnis von $\psi = 64$,

dass einem Parameter der Strangpressversuche entspricht, wird die Austrittstemperatur T_E den Solidusbereich im Fall von AZ61 und AZ80 erreichen, was zur Heißrissbildung führen kann. Es ist aber zu beachten, dass es im Fall der Legierung AZ80 aufgrund der niedrigeren spezifischen Wärme C , während des Strangpressens zu einer höheren Erwärmung als bei AZ31 und AZ61 kommt.

Die Ergebnisse der Berechnungen mit variiertem Stempelgeschwindigkeit von $V=6\text{mm/s}$ und $V=18\text{mm/s}$ für die konstante Strangpresstemperatur $T_S=200^\circ\text{C}$ durchgeführt, zeigt die Abb.4.31. Eine Erhöhung der Geschwindigkeit führt erwartungsgemäß zu einer Erhöhung der Austrittstemperatur.



4.4 Ergebnisse der hydrostatischen Strangpressversuche an Rundprofilen

4.4.1 Einfluss der Presstemperatur

Die hydrostatischen Strangpressversuche erfolgten (bei variiertem Strangpresstemperatur) mit der Legierung AZ31 bei verschiedenen Strangpresstemperaturen ($T_S=300^\circ\text{C}$, 200°C und 100°C). Das Strangpressverhältnis betrug $\psi=28.4$ bei einer Austrittsgeschwindigkeit $v=5.1\text{m/min}$ und einer Stempelgeschwindigkeit von $V=3\text{mm/s}$.

Nach dem erfolgreichen Pressversuch bei $T_S=300^\circ\text{C}$ wurde die Pressblocktemperatur auf $T_S=200^\circ\text{C}$ gesenkt. Bei diesen Experimenten konnte ein glattes, bruchfreies Profil erzeugt werden. Bei den Pressversuch bei $T_S=100^\circ\text{C}$ konnten ebenfalls fehlerfreie Profile erzeugt werden.

Trotz der zum Teil niedrigen Presstemperaturen kam es bei allen Pressversuchen, mit dem Erreichen der zur Umformung benötigten Pressdrücke, nicht zur Überschreitung der für die Werkzeuge kritischen Grenze von ca. 1000MPa .

Ein Pressversuch bei Raumtemperatur war nicht erfolgreich, da er zum Materialbruch führte. Der Profilanfang brach infolge von Kaltrissen beim Austritt aus der Matrize, wobei die entstehenden Risse zu einer Undichtigkeit in der Matrize führten (siehe Abb.4.32). Auf diese Weise konnte die Druckflüssigkeit zwischen den Bruchflächen durch die Matrize herausfließen, wodurch der zur Umformung benötigte Pressdruck nicht aufgebaut wurde.

Es muss jedoch zusätzlich erwähnt werden, dass die tatsächliche Strangpresstemperatur leicht niedriger als die reale Anfangstemperatur ist. Nach dem Erwärmen des Bolzens mittels eines induktiven Ofens vergehen ca. 40-60 Sekunden bis sich das Material im Rezipienten befindet. Darüber hinaus wird der Bolzen mit Druckflüssigkeit (Temperatur $20-40^\circ\text{C}$) umgeben, die die Oberfläche des Pressbolzens zusätzlich abkühlt. Dadurch wird deutlich, dass die Prozessgrenze in Bezug auf die realisierbare Strangpresstemperatur beim hydrostatischen Strangpressen für AZ31 im Bereich unterhalb $T_S=100^\circ\text{C}$ liegt.



Bei allen Experimenten ist ein deutlicher Anstieg des Pressdruckes (ca. 10-15%) am Prozessanfang erkennbar. Als Beispiel ist der Druck-Stempelweg-Verlauf für AZ31 in Abb.4.33 dargestellt.

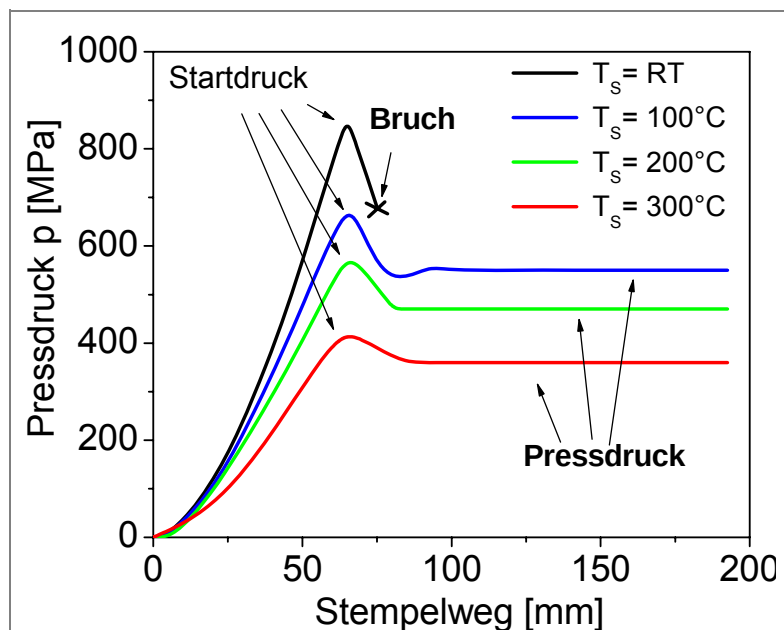


Abb.4.33: Druck-Stempelweg-Verlauf für AZ31 bei unterschiedlichen Strangpresstemperaturen. Pressgeschwindigkeit $v=5.1\text{m/min}$, Pressverhältnis $\psi = 28.4$.

Für weitere Pressversuche kamen die Legierungen AZ61 und AZ80 zum Einsatz. Analog zu AZ31 wurden drei Strangpresstemperaturen ($T_S=300^\circ\text{C}$, 200°C und 100°C) gewählt. Aufgrund der Erfahrung mit AZ31 konnte auf die Experimente bei Raumtemperatur verzichtet werden. Im Fall von AZ61 waren die drei Strangpressexperimente im Temperaturbereich 100°C bis 300°C erfolgreich. Versuche mit der Legierung AZ80 waren zunächst lediglich für die Strangpresstemperaturen 300°C und 200°C möglich. Es entstanden bei der Presstemperatur $T_S=100^\circ\text{C}$ Kaltbrüche, ähnlich wie beim Strangpressen der AZ31 Legierung bei Raumtemperatur. Daher wurde die Presstemperatur erhöht. Schon bei $T_S=110^\circ\text{C}$ verlief das Presseexperiment erfolgreich. Daraus ergibt sich, dass für die Legierung AZ80 eine leicht höhere Prozess-temperatur als für die Legierungen AZ31 und AZ61 benötigt wird.

Es ist ebenfalls zu beachten, dass auf der Oberfläche am Profilanfang bei AZ61 und AZ80 eine leichte Rissbildung beobachtet wurde, wie in Abb.4.34 dargestellt ist. Der Rest der Profile blieb glatt. Dies lässt sich mit dem instabilen Zustand am Prozessanfang erklären, was hier zu Rissen geführt hat.

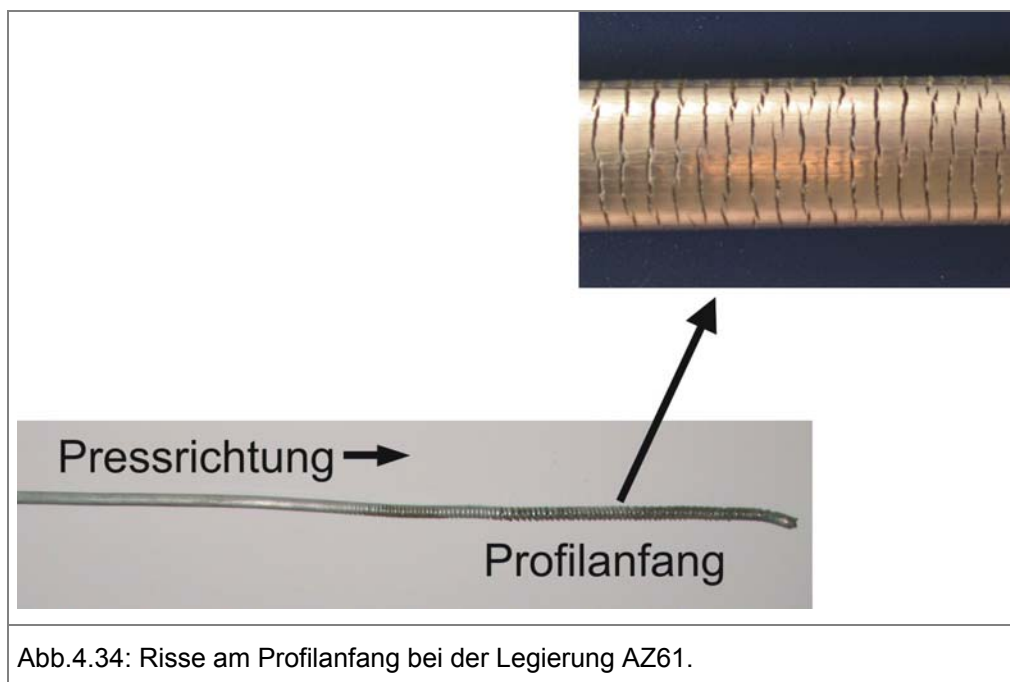
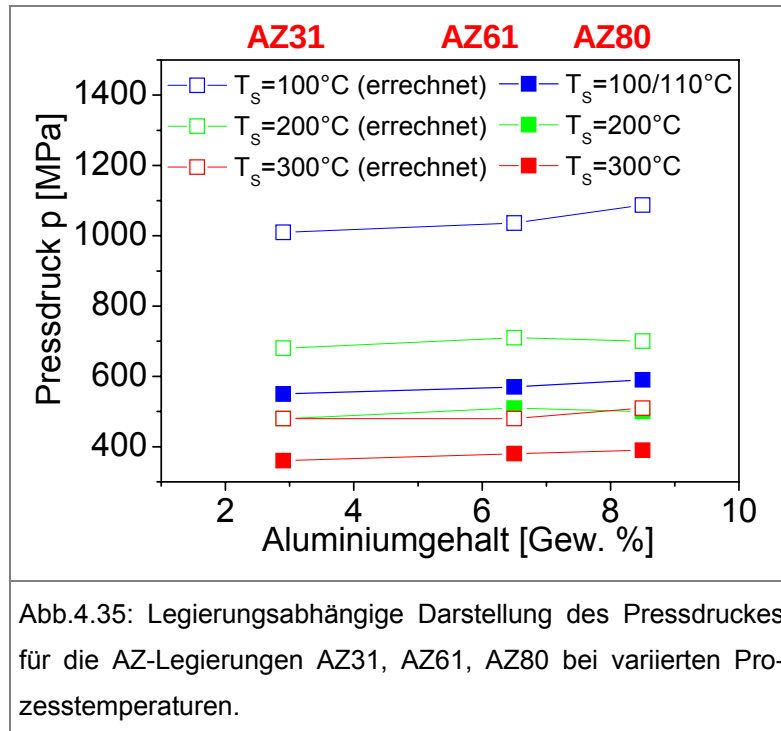


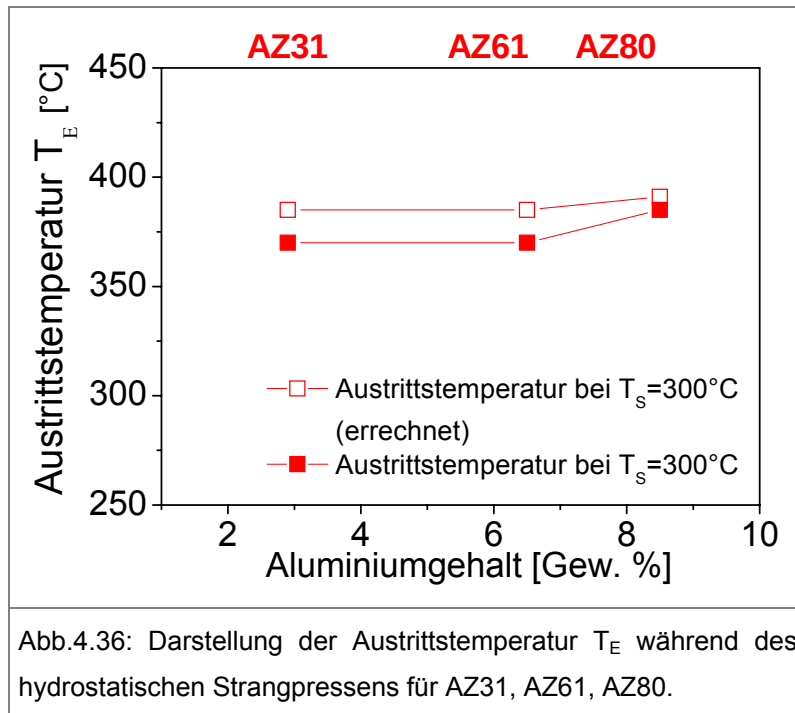
Abb.4.34: Risse am Profilanfang bei der Legierung AZ61.

Abb.4.35 fasst den Pressdruck als Funktion der Legierung zusammen. Die gemessenen Pressdrücke waren deutlich unter dem Drucklimit der Werkzeuge. Es traten keine signifikanten Unterschiede in Abhängigkeit des Aluminiumgehaltes auf. Das steht im Einklang mit den Ergebnissen der Ermittlung der Fließkurven in Kapitel 4.2. Bei allen AZ-Legierungen war der Pressdruck legierungsunabhängig, was mit dem

errechneten Pressdrücken aus Kap. 4.3 übereinstimmt, die auch in Abb.4.35 dargestellt sind. Die errechneten Pressdrücke bei $T_S=300^\circ\text{C}$ und $T_S=200^\circ\text{C}$ liegen ca. 20-30% höher als der real ermittelte Pressdruck. Im Fall der Presstemperatur $T_S=100^\circ\text{C}$ war der Wert des gemessenen Pressdruckes um ca. 50% niedriger als der errechnete Pressdruck.

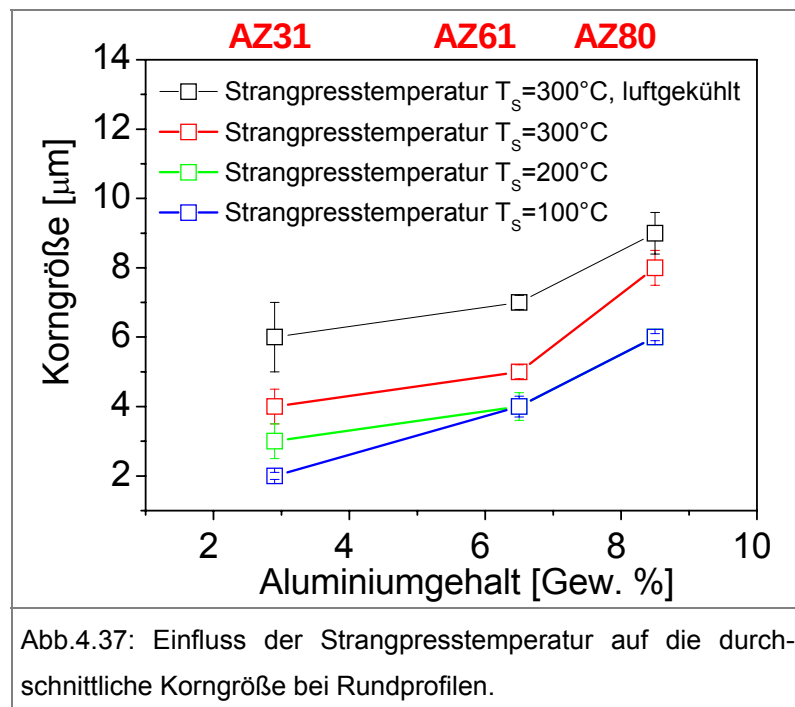


Die Temperaturmessung erfolgte exemplarisch an Profilen, die bei der Presstemperatur $T_S=300^\circ\text{C}$ stranggepresst worden sind. Die Ergebnisse sind in Abb.4.36 dargestellt. Die ermittelte Austrittstemperatur T_E betrug bei AZ31 $T_E=370^\circ\text{C}\pm 2^\circ\text{C}$, bei AZ61 $T_E=370^\circ\text{C}\pm 3^\circ\text{C}$ und bei AZ80 $T_E=380^\circ\text{C}\pm 2^\circ\text{C}$ und war damit niedriger als die in Kap.4.3 errechnete Austrittstemperatur. Zu beachten ist allerdings, dass bei der Legierung AZ80 (die eine niedrigste spezifische Wärme aufweist) eine leicht erhöhte Austrittstemperatur im Vergleich zu AZ31 und AZ61 auftritt.



Darüber hinaus erfolgten bei der Strangpresstemperatur $T_s=300^\circ\text{C}$ zusätzliche Experimente ohne Wasserkühlung, um den Einfluss der Wasserkühlung und Luftkühlung auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen.

Die Abhängigkeit der Korngröße von der Strangpresstemperatur ist für alle Versuche in Abb.4.37 dargestellt.



Die Ergebnisse für die Rundstangen, die bei $T_S=300^\circ\text{C}$ stranggepresst und wassergekühlt wurden, zeigen, dass der hydrostatische Prozess grundsätzlich eine ausgeprägte Kornfeinung realisiert. AZ31 weist dabei an einigen Stellen ein faserförmiges nicht rekristallisiertes Gefüge auf, was auch mit Literaturquellen übereinstimmt /Dzw04/. Die ermittelte durchschnittliche Korngröße lag bei den bei $T_S=300^\circ\text{C}$ erzeugten Rundprofilen im Bereich von 4 bis $8\mu\text{m}$ (siehe Abb.4.38, 4.40, 4.42). Das feinste Gefüge trat bei den Legierungen AZ31 und AZ61 mit der Korngröße von $4\mu\text{m}$ bzw. $5\mu\text{m}$ auf. Bei der Legierung AZ80 betrug die mittlere Korngröße ca. $8\mu\text{m}$. Die unterschiedlichen Korngrößen dieser Legierungen können mit den unterschiedlichen Ausgangsgefügen korreliert werden. Dies trifft besonders auf die Legierung AZ80 zu, wo die Ausgangskorngröße vor dem Strangpressen generell höher als bei AZ31 und AZ61 war, was auch einen Einfluss auf das Endgefüge haben wird. Darüber hinaus ist bei der Legierung AZ80 aufgrund der niedrigeren spezifischer Wärme eine höhere Erwärmung während der Umformung als bei den anderen Legierungen zu erwarten. Die luftabgekühlten Profile (Presstemperatur ebenfalls $T_S=300^\circ\text{C}$) zeigten bei allen drei Legierungen ein leicht vergrößertes Gefüge (Abb.4.39, 4.41, 4.43).

Bei allen untersuchten Materialien konnten mit der EDX-Analyse AlMn-Phasen identifiziert werden, die sich in Form von runden oder langgezogenen schwarzen Bereichen stellenweise im Gefüge ausbilden. Zusätzlich traten bei AZ61 (vereinzelt) und AZ80 (Abb.4.42a) sowohl an den Korngrenzen als auch in Körnern feinverteilte $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ Phasen auf.

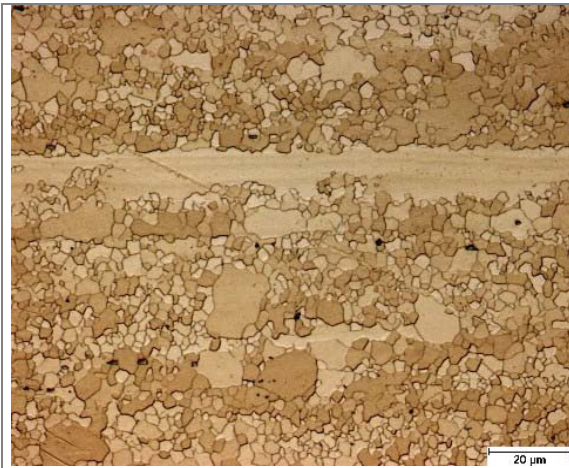


Abb.4.38: Legierung AZ31, Wasserkühlung, Rundprofil Ø15mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $4\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

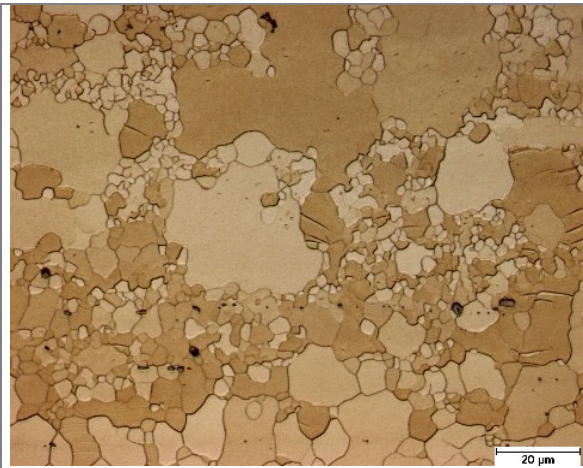


Abb.4.39: Legierung AZ31, Luftabkühlung, Rundprofil Ø15 mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).



Abb.4.40: Legierung AZ61, Wasserkühlung, Rundprofil Ø15 mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $5\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

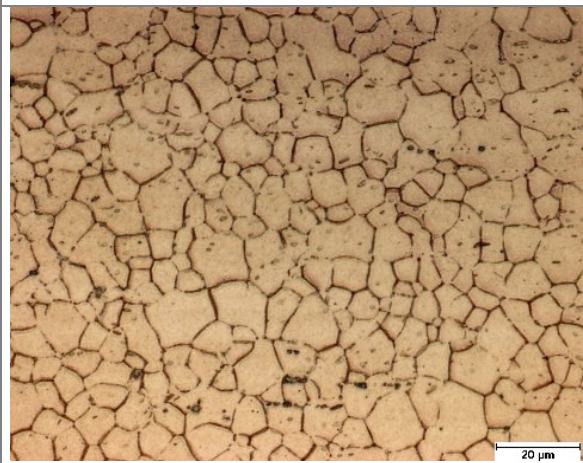


Abb.4.41: Legierung AZ61, Luftabkühlung, Rundprofil Ø 15 mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $7\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

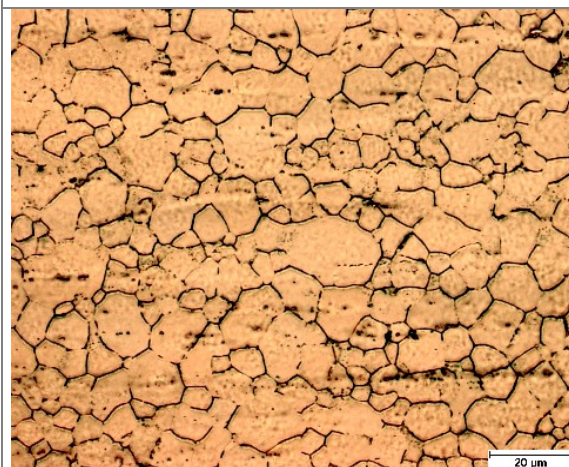


Abb.4.42: Legierung AZ80, Wasserkühlung, Rundprofil Ø15mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $8\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

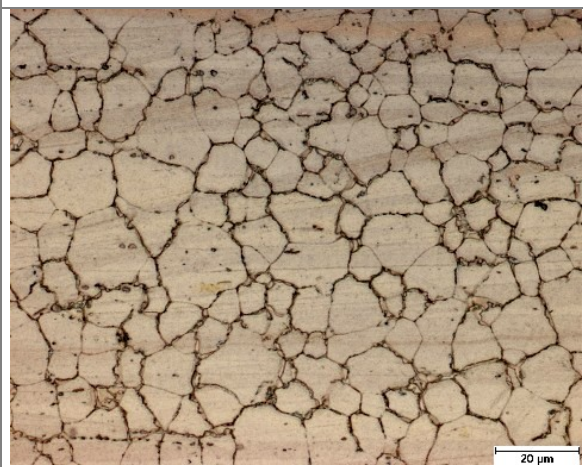


Abb.4.43: Legierung AZ80, Luftabkühlung, Rundprofil Ø15mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $9\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

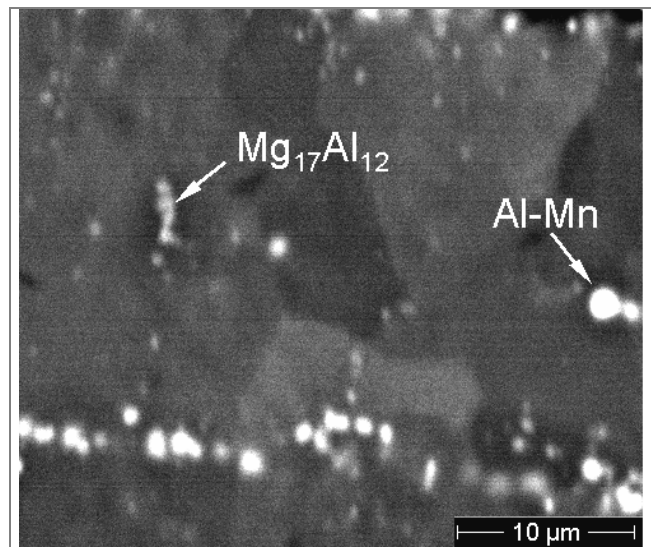


Abb.4.42a: Legierung AZ80, Wasserkühlung, Rundprofil Ø15mm, $T_S=300^{\circ}C$, $\psi=28.4$, $v=5.1m/min$, mittlere Korngröße $8\mu m$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

Mit sinkenden Prozesstemperaturen bildete sich ein etwas feineres Gefüge aus. So sank die durchschnittliche Korngröße von AZ80 bei der Prozesstemperatur $T_S=200^{\circ}C$ von $8\mu m$ auf $6\mu m$. Bei den Legierungen AZ31 und AZ61 stellten sich nur schwache erkennbare Kornfeinungen bei einer Prozesstemperatur von $T_S=200^{\circ}C$ ein, wobei bei AZ31 ebenfalls die nicht rekristallisierten Körner zu erkennen waren.

Die Mikrostrukturanalyse, der bei $T_S=100^{\circ}C$ (Legierung AZ80 bei $T_S=110^{\circ}C$) stranggepressten Profile zeigt, dass sich trotz einer für Magnesiumlegierungen sehr niedrigen Umformtemperatur ein rekristallisiertes Gefüge entwickelte, was eine dynamische Rekristallisation in diesem Temperaturbereich belegt. Bei der bei $T_S=100^{\circ}C$ umgeformten Legierung AZ31 wurde eine mittlere Korngröße im Bereich von ca. $2\mu m$ (siehe Abb.4.44) festgestellt. Vereinzelt traten vergrößerte Bereiche im Gefüge mit einer leicht vergrößerter Mikrostruktur ($4-8\mu m$) auf, die jedoch keine langezogenen großen Körner aufwiesen. Die bei den bei $T_S=100^{\circ}C$ und $T_S=110^{\circ}C$ umgeformten Legierungen AZ61 und AZ80 ließen ebenfalls sehr feine und sehr homogene Gefüge erkennen (siehe Abb.4.45 und Abb.4.46). Die durchschnittliche Korngröße betrug $4\mu m$ für AZ61 bzw. $6\mu m$ für AZ80.

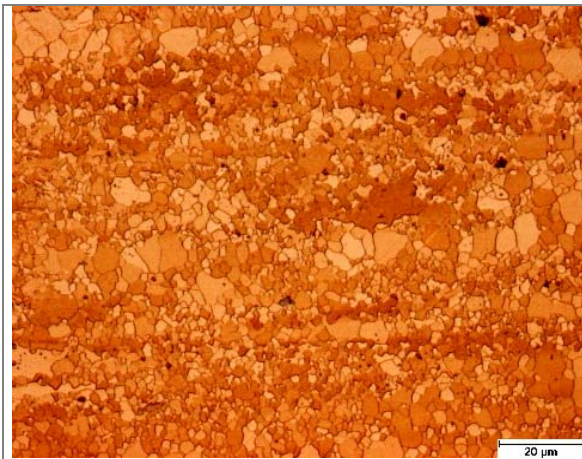


Abb.4.44: Legierung AZ31, Rundprofil Ø15mm, $T_S=100^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $2\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

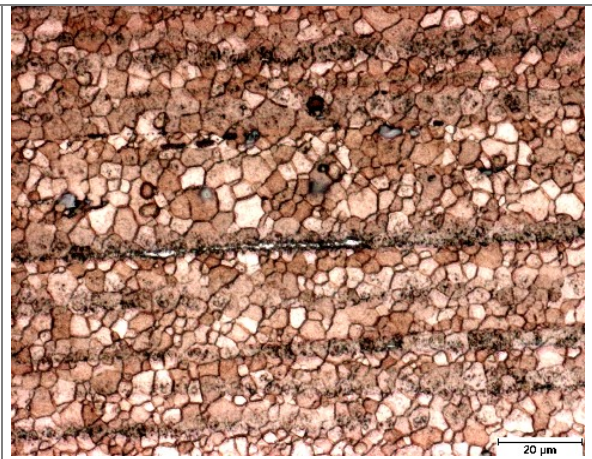


Abb.4.45: Legierung AZ61, Rundprofil Ø15mm, $T_S=100^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $4\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

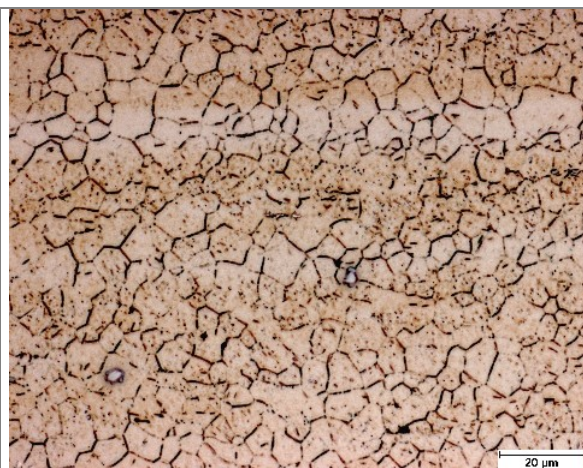


Abb.4.46 Legierung AZ80, Rundprofil Ø15mm, $T_S=110^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

Ergebnisse der Ermittlung der mechanischen Eigenschaften aus der Zug- bzw. Druckversuchen bei Raumtemperatur, sind in Abb.4.47 - 4.50 dargestellt. Die unter Zugbelastung ermittelte Streckgrenze $R_{p0.2}$ lag bei allen wassergekühlten Profilen im Bereich von ca. 250-260MPa (AZ31) und ca. 220-230MPa (AZ61 und AZ80) und war bei allen Presstemperaturen vergleichbar. Die unter Druckbelastung höchsten Werte der Streckgrenze $R_{pc0.2}$ konnten bei den bei der Presstemperatur $T_S=200^\circ\text{C}$ und $T_S=100^\circ\text{C}/110^\circ\text{C}$ erzeugten Profilen ermittelt werden und betrugen ca. 240MPa (AZ31) und ca. 210-220MPa bei (AZ61 und AZ80). Die $R_{pc0.2}$, der bei $T_S=300^\circ\text{C}$ gepressten Profile, lag bei allen drei Legierungen im Bereich 200MPa. Die Zugfestigkeiten R_m waren bei allen drei Presstemperaturen bei allen Legierungen ähnlich, wobei

sich die Werte für AZ31 im Bereich von 310-320MPa, für AZ61 bei etwa 335MPa und AZ80 zwischen 340 und 350MPa bewegten. Der Wert der Bruchdehnung A_5 betrug bei allen drei Legierungen 18% bis 23%.

Die unter Zugbelastung ermittelte Streckgrenze der luftabgekühlten Profile sank im Vergleich zu den jeweiligen wassergekühlten Profilen aus AZ31 und AZ61 entsprechend um ca. 30MPa und 20MPa. Dagegen konnte bei AZ80 keine Änderung festgestellt werden. Deutliche Unterschiede wurden ebenfalls unter Druckbelastung beobachtet. Die Streckgrenze $R_{p0.2}$ war bei allen Legierungen um ca. 40-80MPa niedriger. Auch die Zugfestigkeit verringerte sich im Fall von AZ31 und AZ61 entsprechend um 40MPa und 20MPa. Bei den weiteren Strangpresseexperimenten wurde das berücksichtigt, so dass in allen Versuchen keine Luftkühlung mehr zum Einsatz kam.

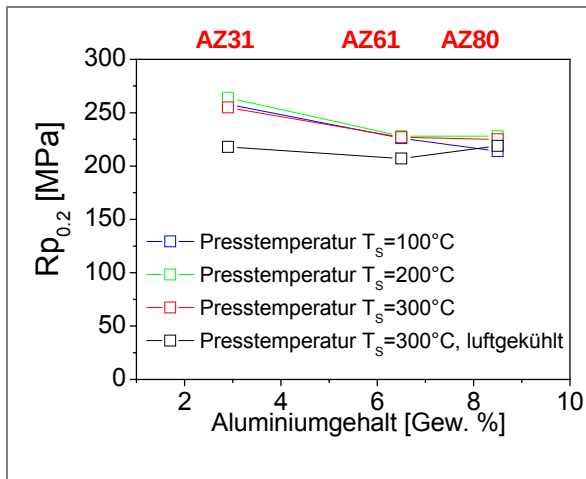


Abb.4.47: Darstellung der Streckgrenze $R_{p0.2}$ unter Zugbelastung in Abhängigkeit von der Legierung für verschiedene Presstemperaturen an Rundprofilen.

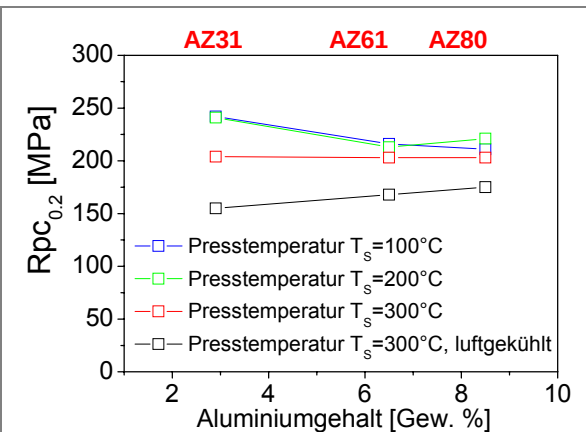
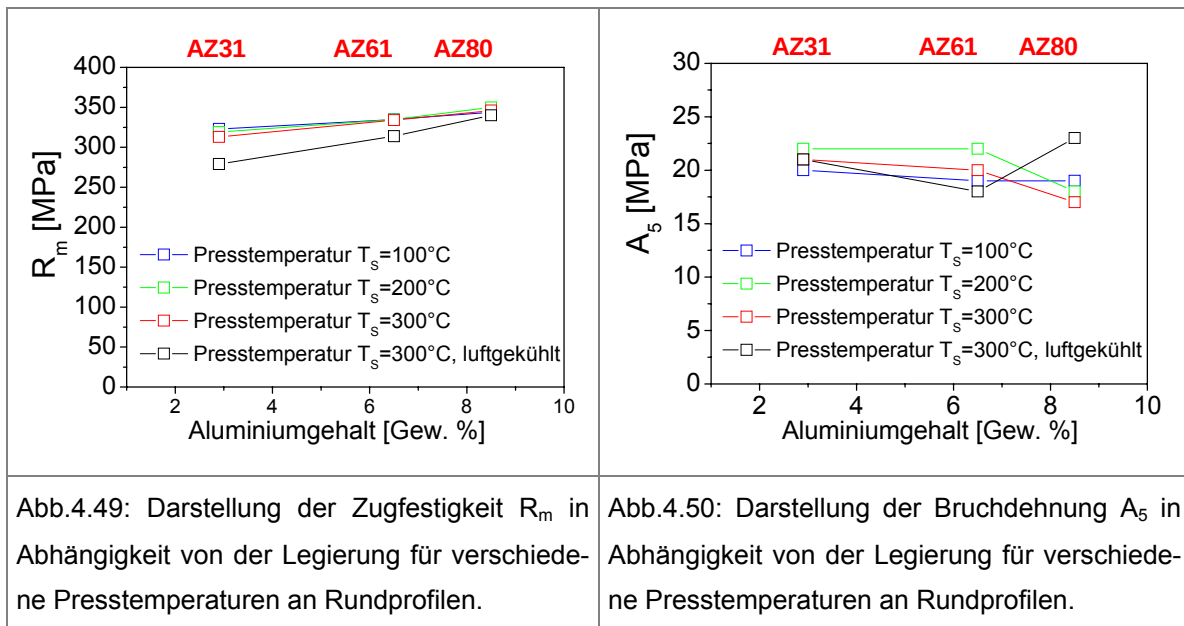


Abb.4.48: Darstellung der Streckgrenze $R_{pc0.2}$ unter Druckbelastung in Abhängigkeit von der Legierung für verschiedene Presstemperaturen an Rundprofilen.



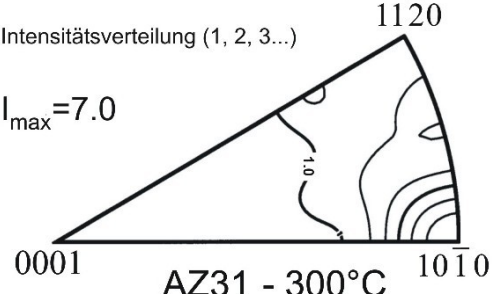
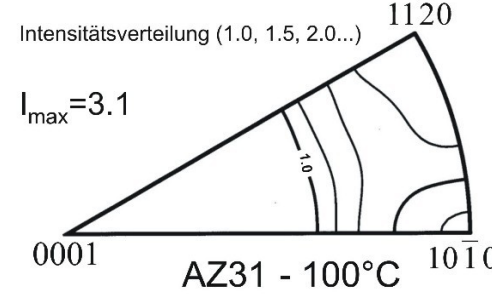
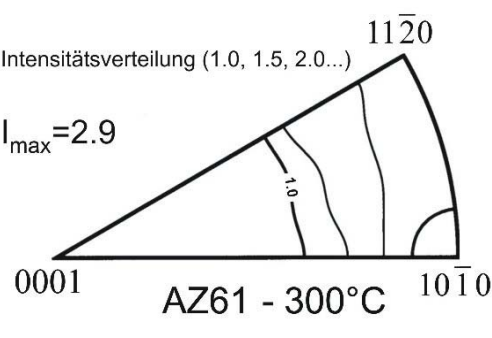
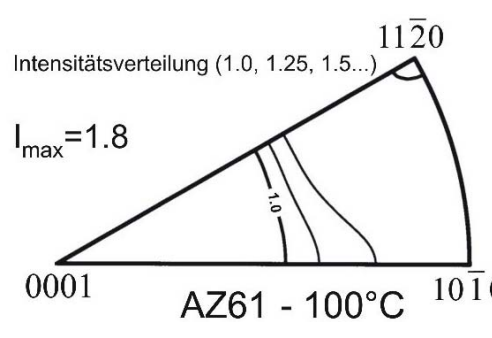
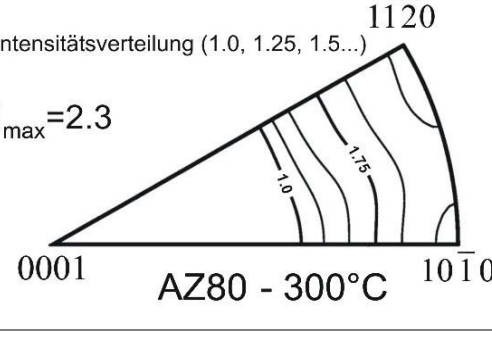
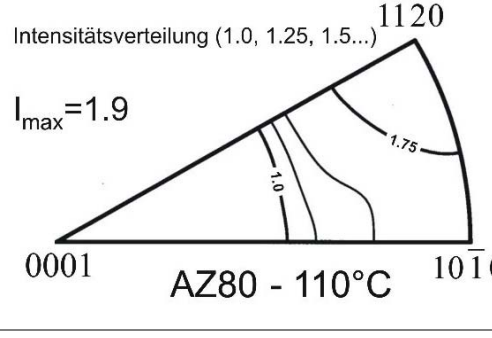
Eine Texturuntersuchung erfolgte exemplarisch bei Profilen, die bei 300°C und 100°C (AZ80 bei 110°C) stranggepresst wurden. Die Ergebnisse sind in den Abb.4.51-4.56 in Form von inversen Polfiguren dargestellt. Aufgrund der axialen Symmetrie der Rundprofile enthält die inverse Polfigur in Strangpressrichtung die gesamte Information über der Orientierungsverteilung und wird aus dieser Grund hier verwendet /Boh05a/.

In Abb.4.51 und Abb.4.52 sind sowohl bei AZ31 als auch bei AZ61 jeweils eine typische $\{10\bar{1}0\}$ Fasertextur zu erkennen, die üblicherweise bei stranggepressten Magnesiumlegierungen vorkommt /Dzw04/. Die $\{10\bar{1}0\}$ Polintensität bei AZ61 ist jedoch im Vergleich zu AZ31 signifikant niedriger. Im Fall von AZ80 (Abb.4.53) lässt sich eine noch niedrigere $\{10\bar{1}0\}$ Polintensität als bei AZ61 feststellen, wobei eine zweite Faserkomponente im $\{11\bar{2}0\}$ Pol sichtbar wird. Daraus resultiert eine $\{10\bar{1}0 - 11\bar{2}0\}$ Doppelfasertextur.

In Abb.4.54-4.56 sind Texturen der Materialien dargestellt, die bei $T_s=100^\circ\text{C}/110^\circ\text{C}$ stranggepresst worden sind. Die Abb.4.54 zeigt die Textur für AZ31. Hier lässt sich ebenfalls eine Doppelfasertextur erkennen, jedoch mit niedrigerer $\{10\bar{1}0\}$ Polintensität als bei 300°C. Die $\{11\bar{2}0\}$ Polintensität war dagegen stärker ausgeprägt als bei den Versuchen mit $T_s=300^\circ\text{C}$. Ein ähnliches Verhalten (siehe Abb.4.55) wurde für AZ61 festgestellt, bei der die $\{11\bar{2}0\}$ Polintensität nur leicht stärker im Vergleich zur $\{10\bar{1}0\}$ Polintensität war. Beide Polintensitäten sind jedoch niedriger als bei AZ31.

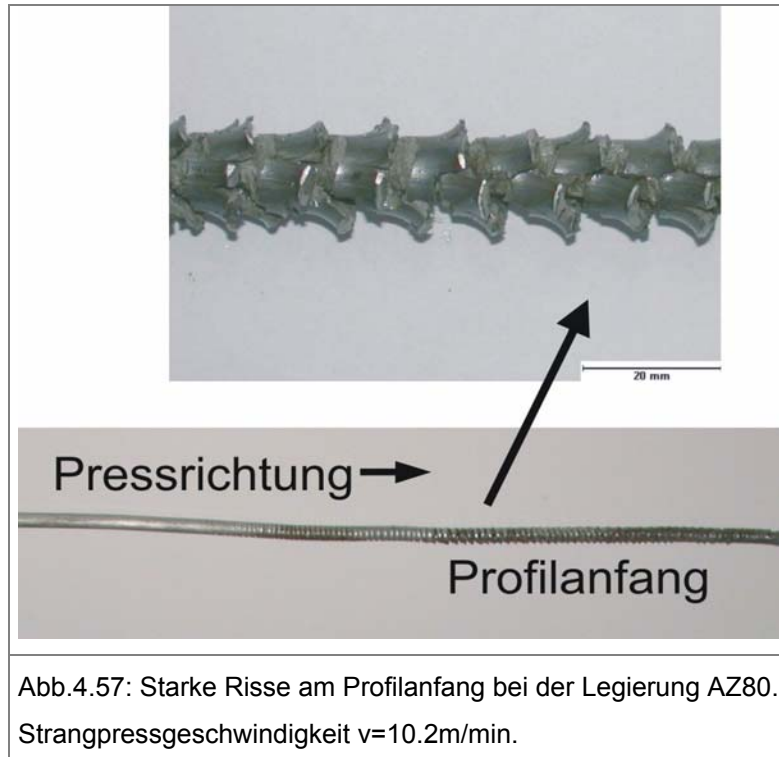
Ein ähnlicher Sachverhalt wurde ebenfalls bei AZ80 beobachtet, allerdings mit einer stärker ausgeprägten $\{11\bar{2}0\}$ Polintensität als bei AZ61.

In Bezug auf die Presstemperatur lässt sich damit zusammenfassen, dass mit sinkender Presstemperatur die Ausprägung der Textur schwächer wird, wobei relativ eine stärkere Ausprägung der $\{11\bar{2}0\}$ Polintensität zu beobachten ist. Eine „schwächere“ Textur bedeutet generell, dass bevorzugte Orientierungen weniger stark besetzt werden und die Verteilung der Kornorientierungen einen höheren zufälligen (statistisch) Anteil hat.

 Intensitätsverteilung (1, 2, 3...) $I_{\max}=7.0$ AZ31 - 300°C	 Intensitätsverteilung (1.0, 1.5, 2.0...) $I_{\max}=3.1$ AZ31 - 100°C
Abb.4.51: Darstellung der Textur von AZ31 bei den Strangpresstemperatur $T_s=300^\circ\text{C}$.	Abb.4.54: Darstellung der Textur von AZ31 bei den Strangpresstemperatur $T_s=100^\circ\text{C}$.
 Intensitätsverteilung (1.0, 1.5, 2.0...) $I_{\max}=2.9$ AZ61 - 300°C	 Intensitätsverteilung (1.0, 1.25, 1.5...) $I_{\max}=1.8$ AZ61 - 100°C
Abb.4.52: Darstellung der Textur von AZ61 bei den Strangpresstemperatur $T_s=300^\circ\text{C}$.	Abb.4.55: Darstellung der Textur von AZ61 bei den Strangpresstemperatur $T_s=100^\circ\text{C}$.
 Intensitätsverteilung (1.0, 1.25, 1.5...) $I_{\max}=2.3$ AZ80 - 300°C	 Intensitätsverteilung (1.0, 1.25, 1.5...) $I_{\max}=1.9$ AZ80 - 110°C
Abb.4.53: Darstellung der Textur von AZ80 bei den Strangpresstemperatur $T_s=300^\circ\text{C}$.	Abb.4.56: Darstellung der Textur von AZ80 bei den Strangpresstemperatur $T_s=110^\circ\text{C}$.

4.4.2 Einfluss der Strangpressgeschwindigkeit

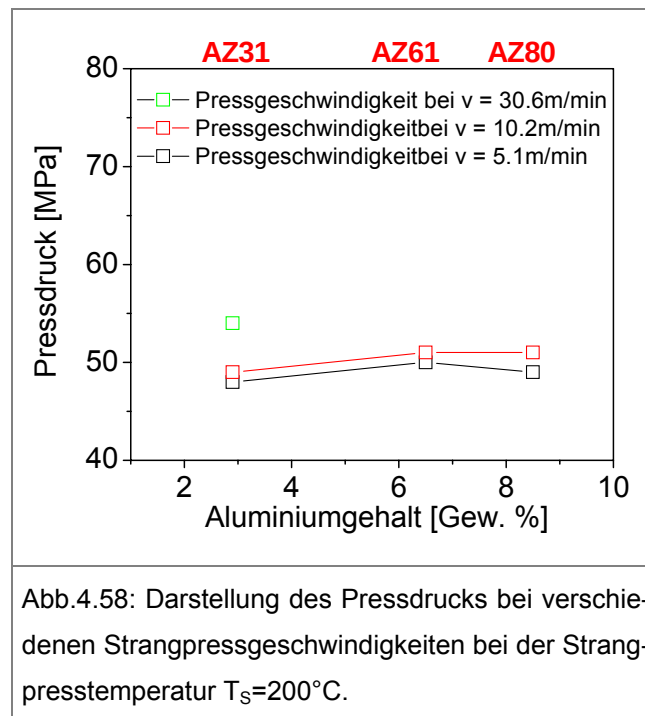
Für die Ermittlung des Einflusses der Strangpressgeschwindigkeit wurden die Pressversuche mit den Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 bei einer konstanten Temperatur $T_S=200^\circ\text{C}$ und einem konstanten Strangpressverhältnis von $\psi=28.4$ durchgeführt. Eine Verdoppelung der Stempelgeschwindigkeit auf $V=6\text{mm/s}$ ergab eine Profilaustrittsgeschwindigkeit von $v=10.2\text{m/min}$. Die erzeugten Profile wurden wassergekühlt. Die Profile aus der Legierung AZ31 zeigten auch bei der höheren Strangpressgeschwindigkeit eine rissfreie Oberfläche. Bei dieser Geschwindigkeit kam es dagegen auf der Oberfläche am Profilanfang der Legierungen AZ61 und AZ80, zu einer ausgeprägten Rissbildung, wie Abb.4.57 zeigt. Eine weitere Geschwindigkeitserhöhung würde noch tiefere Risse oder sogar Materialbrennen bewirken, die in Verbindung mit der Druckflüssigkeit (Rizinusöl) einen Brandfall verursachen könnten. Deshalb wurde auf eine weitere Geschwindigkeitserhöhung für die Legierungen AZ61 und AZ80 verzichtet und die erreichte Pressgeschwindigkeit ($v=10.2\text{m/min}$) als maximale unter diesen Bedingungen erreichbare Strangpressgeschwindigkeit für diese Werkstoffe angenommen.



Aus diesen Grund erfolgten weitere Experimente bei der höchsten realisierbaren Pressgeschwindigkeit der Maschine ($V=18\text{mm/s}$) lediglich an der Legierung AZ31.

Die Austrittsgeschwindigkeit betrug in diesem Fall $v=30.6\text{m/min}$. Trotz der hohen Geschwindigkeit konnten bei allen Prozesstemperaturen rissfreie Profile hergestellt werden, sogar ohne eine Rissbildung am Profilanfang.

Die Pressdrücke sind in Abb.4.58 zusammengestellt. Es kam zu einer kontinuierlichen Erhöhung des Pressdruckes mit steigender Geschwindigkeit. Dies ist auf die steigende Fließspannung während des Prozesses zurückzuführen [Lau81, Atw05/], die mit wachsender Umformgeschwindigkeit ebenfalls zunimmt.



Den Einfluss der Strangpressgeschwindigkeiten auf die Gefügeentwicklung zeigt Abb.4.59 in der der Vergleich der Korngröße in Abhängigkeit von der Pressgeschwindigkeit dargestellt ist.

Bei AZ31 und AZ61 konnte für eine Strangpressgeschwindigkeit von $v=10.2\text{m/min}$, konnte im Vergleich zu $v=5.1\text{m/min}$, eine leichte Erhöhung der durchschnittlichen Korngröße beobachtet werden. Dabei stieg die Korngröße von ca. $3\mu\text{m}$ auf ca. $4\mu\text{m}$. Bei AZ80 trat ebenfalls eine geringe Vergröberung des Gefüges von $6\mu\text{m}$ auf $7\mu\text{m}$ (siehe Abb.4.60 und Abb.4.63) auf. Für eine Pressgeschwindigkeit von $v=30.6\text{m/min}$ wurde für AZ31 eine Korngröße von ca. $5\mu\text{m}$ ermittelt (Abb.4.61). Für AZ61 blieb die Korngröße unverändert (Abb.4.61).

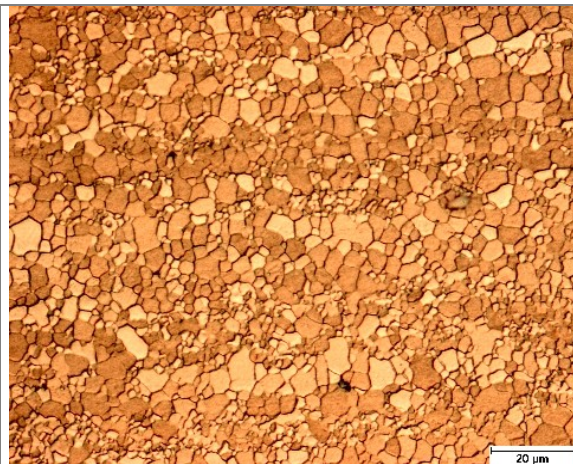
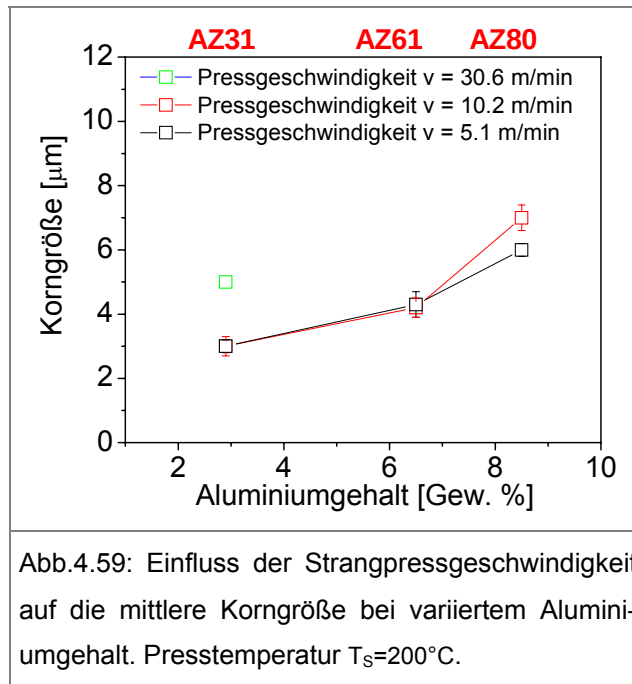


Abb.4.60: Legierung AZ31, Rundprofil $\varnothing 15\text{mm}$, $T_S=200^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=10.2\text{m/min}$, mittlere Korngröße $3\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

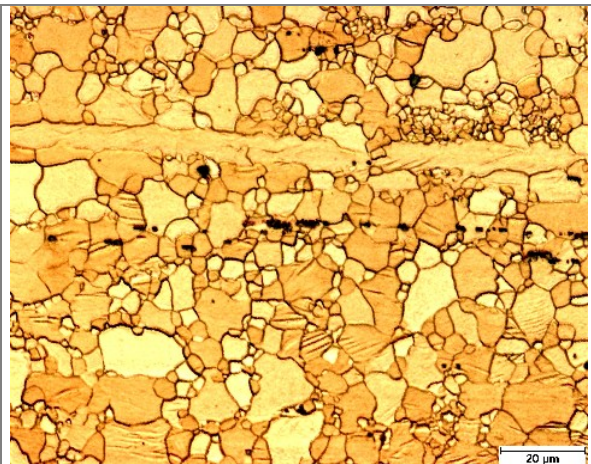


Abb.4.61: Legierung AZ31, Rundprofil $\varnothing 15\text{ mm}$, $T_S=200^\circ\text{C}$, $\varphi=28.4$, $v=30.6\text{m/min}$, mittlere Korngröße $5\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

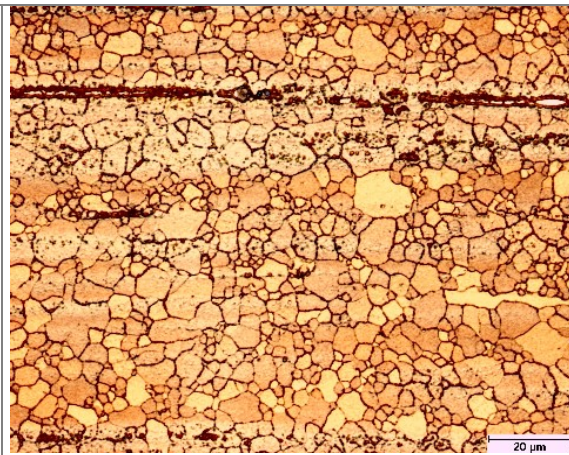


Abb.4.62: Legierung AZ61, Rundprofil Ø15mm, $T_S=200^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=10.2\text{m/min}$, mittlere Korngröße $4\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

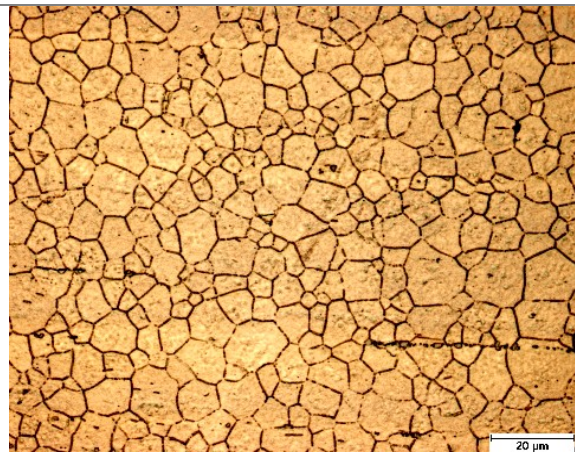
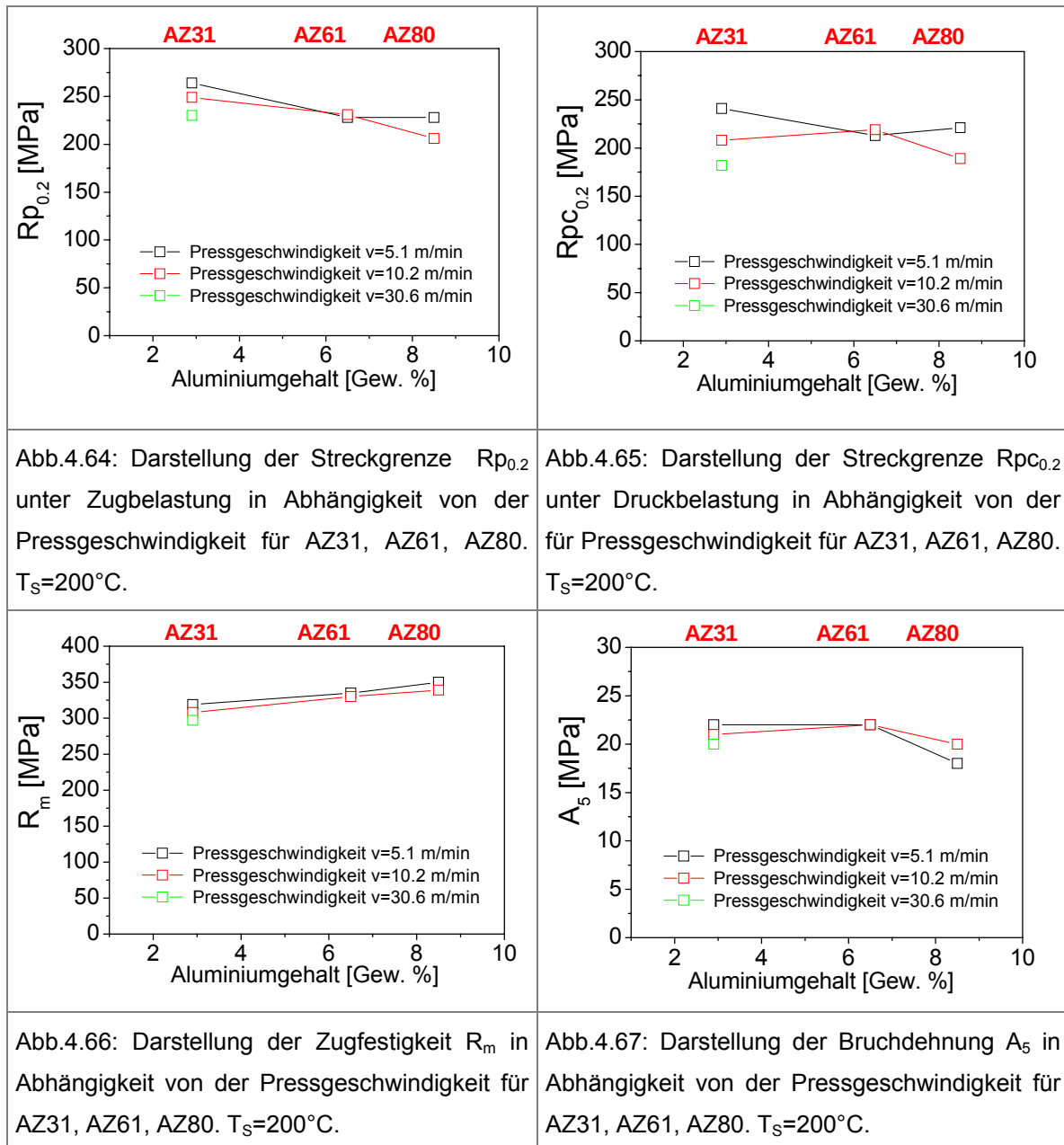


Abb.4.63: Legierung AZ80, Rundprofil Ø15mm, $T_S=200^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=10.2\text{m/min}$, mittlere Korngröße $7\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

Die mechanischen Kennwerte aus den Zug- und Druckversuchen sind in Abb.4.64 - 4.67 dargestellt. Es hat es sich dabei gezeigt, dass sich die Streckgrenze von AZ31 und AZ80, die bei Geschwindigkeit $v=10.2\text{m/min}$ stranggepresst wurden, im Vergleich zu den bei $v=5.1\text{m/min}$ hergestellten Materialien, verändert hat. Im Fall von AZ80 sank die Streckgrenze $R_{p0.2}$ unter Druck- und Zugbelastung um ca. 30MPa bzw. ca. 20MPa. Bei AZ31 wurde eine um ca. 15MPa niedrigere Streckgrenze unter Zugbelastung und eine um ca. 40MPa unter Druckbelastung festgestellt. Die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung blieben fast unverändert.

Bei der mit $v=30.6\text{m/min}$ gepressten AZ31-Legierung, betrug $R_{p0.2}$ ca. 230MPa und $R_{pc0.2}$ ca.180MPa, die damit niedriger waren als die Werte der Materialien, die mit niedrigeren Geschwindigkeiten erzeugt wurden. Auch ein Abfall der Zugfestigkeit um ca. 20MPa ist in diesem Fall erkennbar. Die Bruchdehnung blieb mit 21% unverändert.

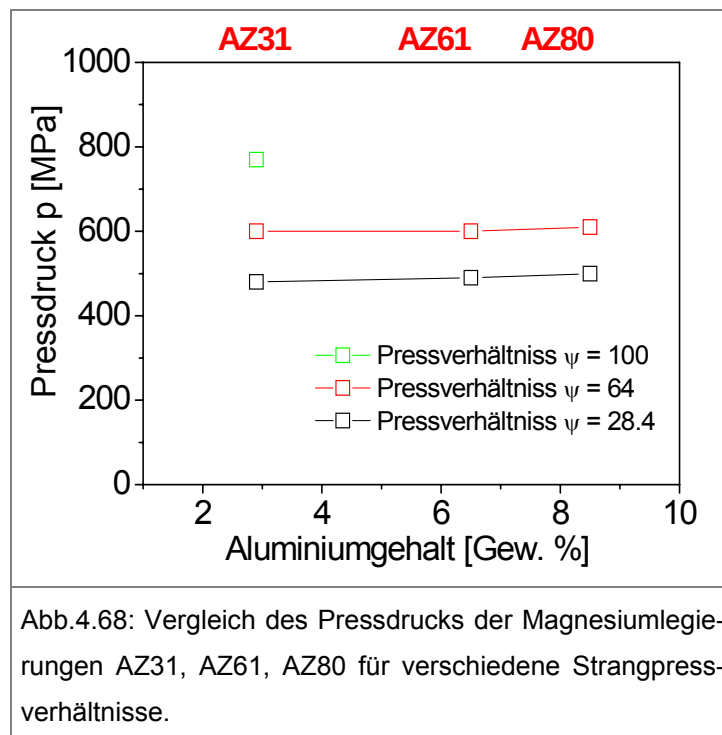


4.4.3 Einfluss des Strangpressverhältnisses

Für die Ermittlung des Einflusses des Pressverhältnisses auf die Gefügeentwicklung und die mechanischen Eigenschaften wurden Profile bei einer Strangpresstemperatur von $T_S=200^\circ$ mit einem Durchmesser von 10mm ($\psi=64$) gefertigt. Aufgrund der Flächereduzierung konnte dabei eine deutlich höhere Austrittsgeschwindigkeit von $v=11.5\text{m/min}$ (Stempelgeschwindigkeit $V=3\text{mm/s}$) erzielt werden. Entsprechend der in Kap.4.3 diskutierten Überlegungen ergaben sich bei erhöhten Strangpressverhältnissen sowohl höhere Pressdrücke als auch eine stärkere Materialerwärmung.

Die Profile aus den Legierungen AZ61 und AZ80 wiesen eine ausgeprägte Rissbildung an der Oberfläche des Profilanfanges auf, ähnlich wie bei den erhöhten Pressgeschwindigkeiten. Der übrige Teil des Profils zeigen keine Risse. Aufgrund der entstehenden Risse wurde auch in diesem Fall auf eine weitere Erhöhung des Pressverhältnisses bei beiden Werkstoffen verzichtet. Die Tatsache, dass AZ31 keine Rissbildung am Profilanfang zeigte, gestattete es, das Pressverhältnis für diese Legierung auf $\psi=100$ zu erhöhen. Die Stempelgeschwindigkeit betrug dabei $V=9\text{mm/s}$, so dass sich eine Austrittsgeschwindigkeit von ca. $v=54\text{m/min}$ ergab. Trotz des sehr hohen Pressverhältnisses und der hohen Pressgeschwindigkeit konnten auf diese Weise rissfreie Profile aus AZ31 erzeugt werden.

Bei höheren Pressverhältnissen traten deutlich höhere Presskräfte auf als bei dem Strangpressverhältnis von $\psi=28.4$ (siehe Abb.4.68).



Mit zunehmendem Strangpressverhältnis war eine leichte Vergröberung des Gefüges zu erwarten, was auf die Erhöhung der Temperatur während des Prozesses zurückgeführt werden kann. Es stellte sich eine leicht gröbere Mikrostruktur bei AZ31 und AZ61 ein (Abb.4.69) im Vergleich zu den Materialien, die bei $T_S=200^\circ\text{C}$ und $\psi=28.4$ gepresst worden sind. Statt einer Korngröße von $4\mu\text{m}$ wurde für AZ31 und AZ61 eine mittlere Korngröße von $6\mu\text{m}$ ermittelt (Abb.4.70 - 4.72). Im Fall der Legierung AZ80 stieg die Korngröße auf $8\mu\text{m}$ (Abb.4.73).

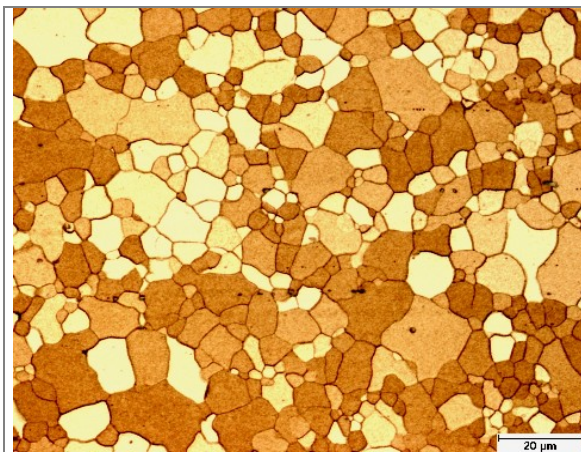
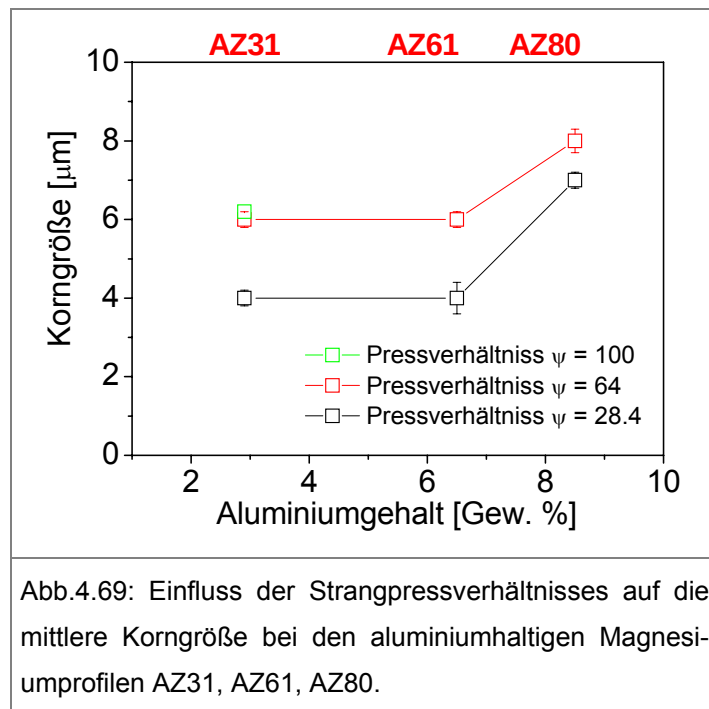


Abb.4.70: Legierung AZ31, Rundprofil Ø10mm, $T_s=200^\circ\text{C}$, $\psi=64$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

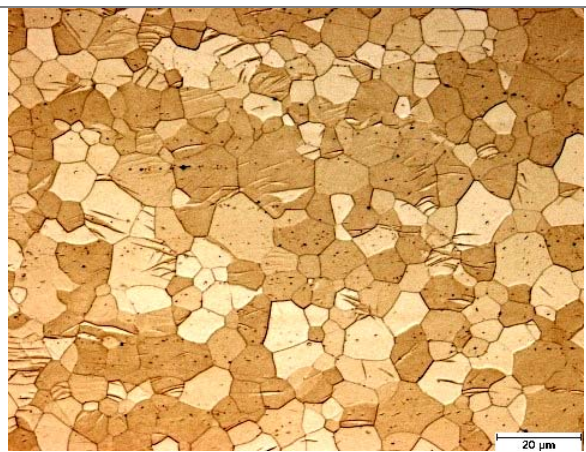


Abb.4.71: Legierung AZ31, Rundprofil Ø8mm, $T_s=200^\circ\text{C}$, $\psi=100$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

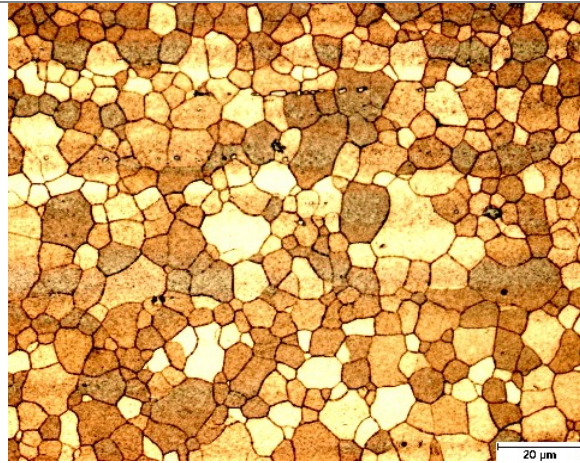


Abb.4.72: Legierung AZ61, Rundprofil Ø10mm, $T_S=200^\circ\text{C}$, $\psi=64$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

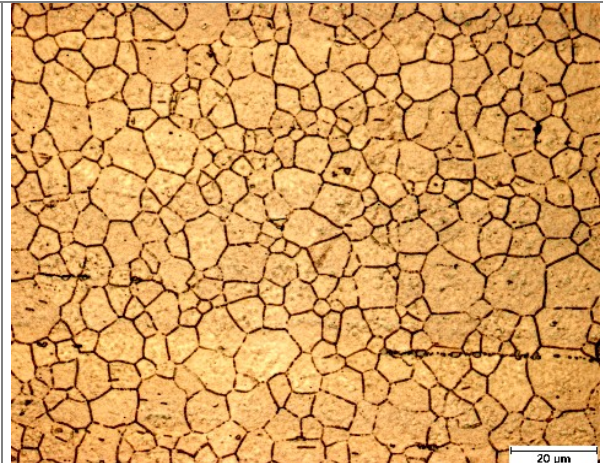


Abb.4.73: Legierung AZ80, Rundprofil Ø10mm, $T_S=200^\circ\text{C}$, $\psi=64$, mittlere Korngröße $8\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

Die mechanischen Kennwerte sind in Abb.4.74 - 4.77 dargestellt. Mit steigendem Strangpressverhältnis ist im Fall der Legierungen AZ31 und AZ61 eine Absenkung der mechanischen Eigenschaften erkennbar. Insbesondere die Abnahmen der Streckgrenze unter Zugbelastung und Druckbelastung sind signifikant. Die genannten Werte sind hier um ca. 20-40MPa gesunken. Auch zeigten sich etwas niedrigere Zugfestigkeiten und Duktilitäten. Bei AZ80 blieben alle Werte fast unverändert.

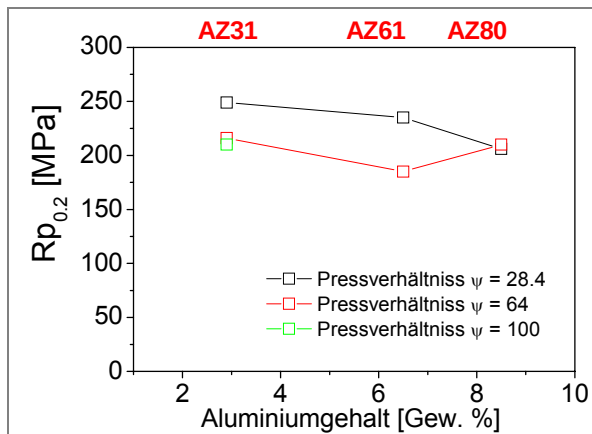


Abb.4.74: Darstellung der Streckgrenze unter Zugbelastung $R_{p0.2}$ in Abhängigkeit vom Pressverhältnis bei Rundprofilen. $T_S=200^\circ\text{C}$.

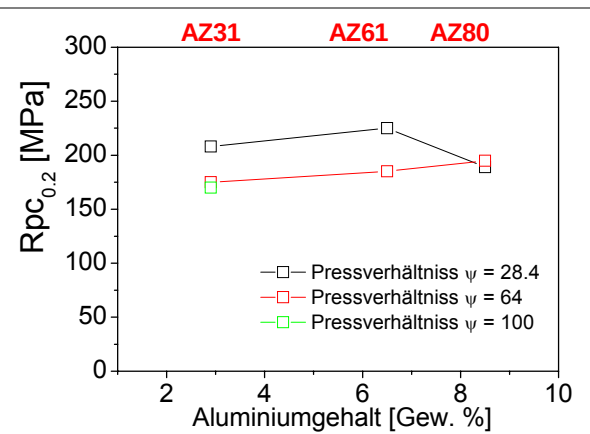
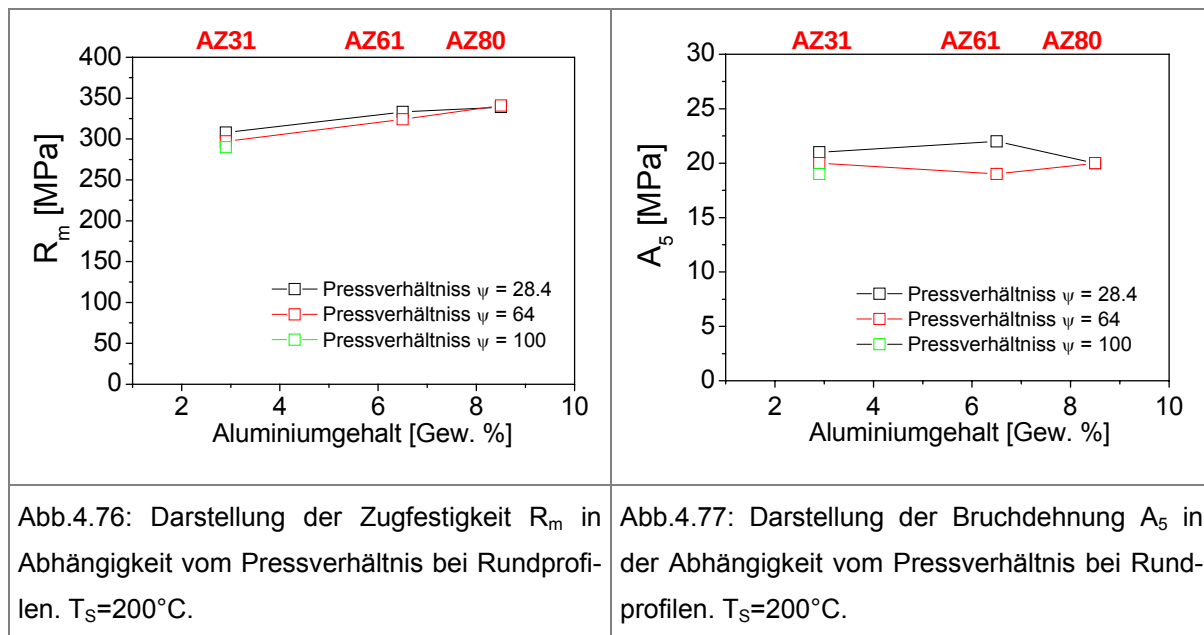


Abb.4.75: Darstellung der Streckgrenze unter Druckbelastung $R_{pc0.2}$ in Abhängigkeit vom Pressverhältnis bei Rundprofilen. $T_S=200^\circ\text{C}$.



4.5 Ergebnisse des indirekten Strangpressens

Das Hauptziel der indirekten Strangpresseexperimente war, zu prüfen, inwieweit sich die Prozessgrenzen (in Bezug auf die Presstemperatur und Pressgeschwindigkeit), die Gefügeentwicklung und die mechanischen Eigenschaften im Vergleich zum hydrostatischen Prozess darstellen.

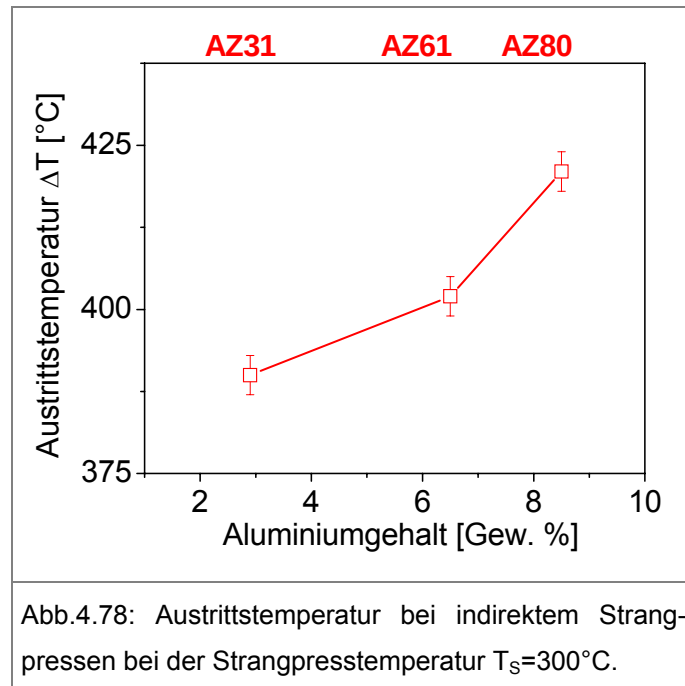
In der Versuchsreihe erfolgte die Fertigung runder Profile ($\varnothing 17\text{mm}$). Die Strangpresstemperatur betrug $T_S=300^\circ\text{C}$ und das Strangpressverhältnis $\psi=31.2$, um die Pressparameter derer der hydrostatischen Strangpressprozesse anzugleichen. Für alle drei AZ-Legierungen stellt sich eine fast gleiche Austrittsgeschwindigkeit von $v=5.6\text{m/min}$ (bei einer Stempelgeschwindigkeit $V=3\text{mm/s}$), ähnlich wie beim hydrostatischem Prozess, ein. Alle Profile wurden wassergekühlt.

Der ermittelte Pressdruck war bei allen Legierungen fast identisch und betrug 395MPa bei AZ31, 400MPa bei AZ61 und 390MPa bei AZ80.

Die gemessene Austrittstemperatur T_E (Abb.4.78) lag bei AZ31 $T_E=390^\circ\text{C}\pm 3^\circ\text{C}$, bei AZ61 $402^\circ\text{C}\pm 2^\circ\text{C}$ und bei AZ80 $421^\circ\text{C}\pm 3^\circ\text{C}$.

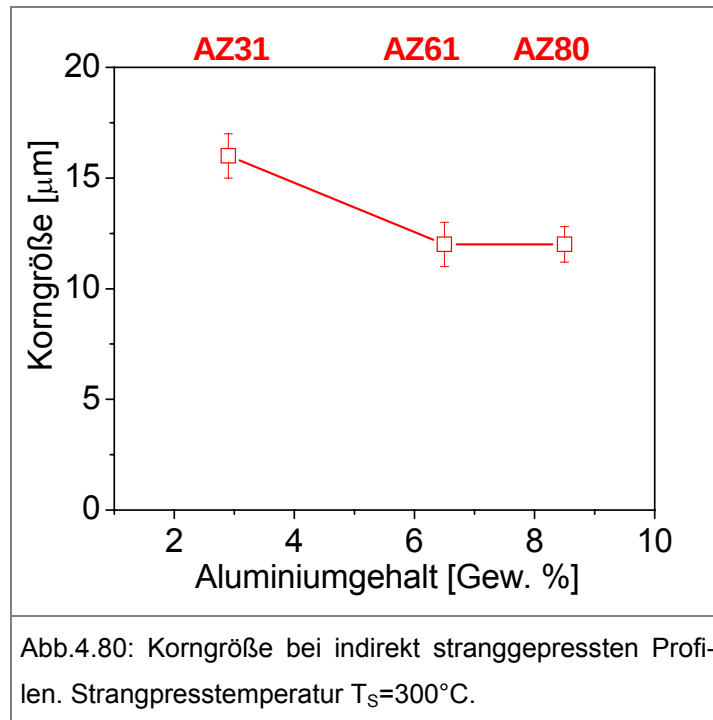
Bei diesen Austrittstemperaturen traten bei den Legierungen AZ61 und AZ80 entlang der Profiloberfläche Risse auf (Abb.4.79). In diesen beiden Fällen musste die Pressgeschwindigkeit entsprechend auf ca. $v=3\text{m/min}$ reduziert werden, um rissfreie Profile bei einer Austrittstemperatur von ca. $380^\circ\text{C}\pm 2^\circ\text{C}$ zu erzeugen. Profile aus der Legierung AZ31 hatten dagegen eine glatte Oberfläche. Für die Legierung AZ31 lag die

maximale Pressgeschwindigkeit ohne Rissbildung bei ca. $v=40\text{m/min}$, mit einer Austrittstemperatur im Bereich von $520^\circ\text{C}\pm 10^\circ\text{C}$.



Die anschließenden Pressversuche fanden bei einer verringerten Prozesstemperatur von $T_S=200^\circ\text{C}$ statt. Schon bei dem ersten Experiment mit der Legierung AZ80 wurde die maximal zulässige Presskraft der Maschine (8MN) überschritten, so dass eine weitere Prozessführung unmöglich war. Aufgrund der nicht ausreichenden Presskräfte der Maschine erfolgten keine weiteren Versuche bei niedrigeren Temperaturen.

Die Ergebnisse der Gefügeanalyse sind in Abb.4.80 dargestellt. Die Gefügeuntersuchungen zeigten bei den mittels indirektem Strangpressen hergestellten Profilen deutliche Unterschiede im Vergleich zu den im hydrostatischen Prozess gefertigten. Bei AZ31 lag die ermittelte durchschnittliche Korngröße im Bereich von $16\mu\text{m}$. Bei AZ61 und AZ80 wurde eine mittlere Korngröße von $12\mu\text{m}$ gemessen (siehe Abb.4.81 - 4.83).



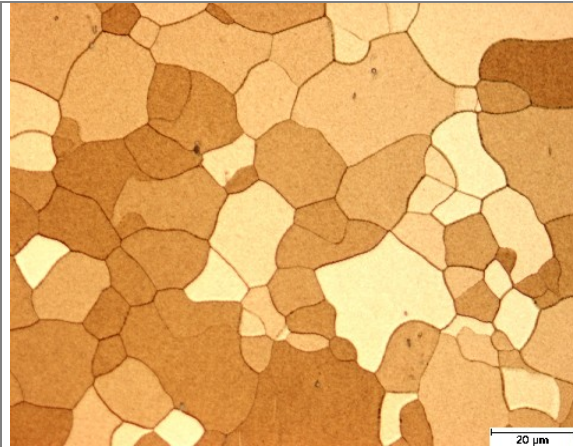


Abb.4.81: Legierung AZ31, Rundprofil Ø17mm, $T_s=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=5.6\text{m/min}$, mittlere Korngröße $16\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

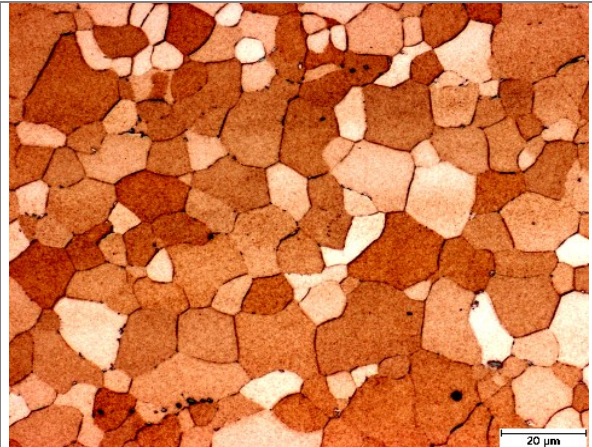


Abb.4.82: Legierung AZ61, Rundprofil Ø17mm, $T_s=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $12\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

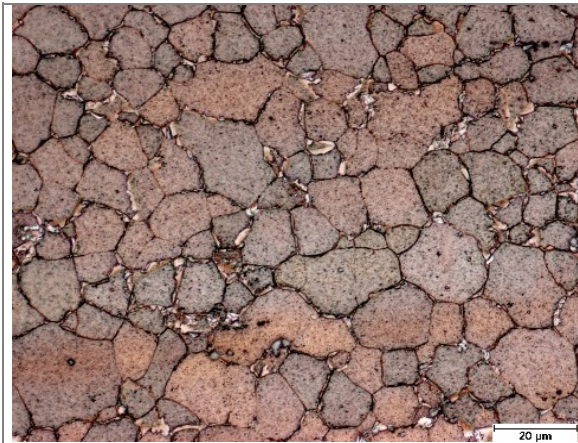
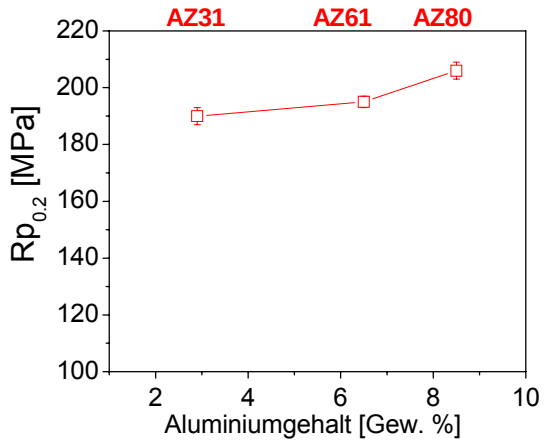
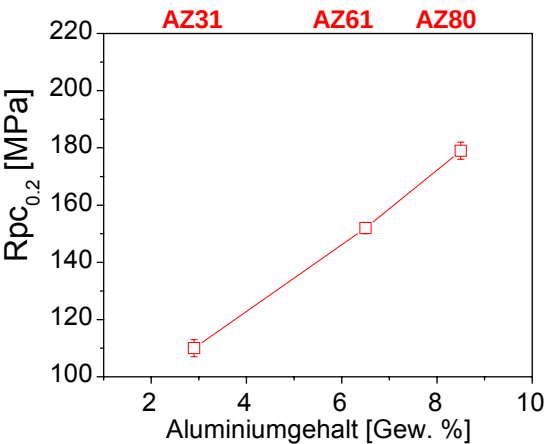
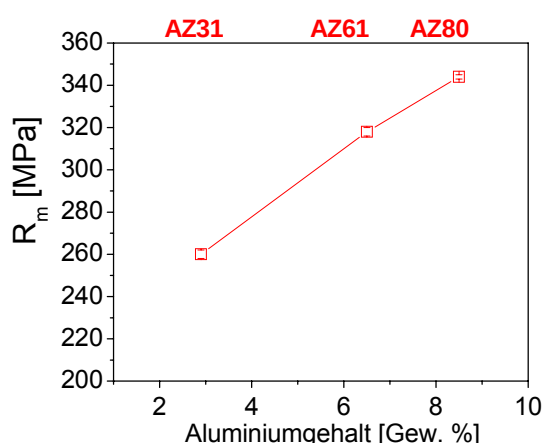
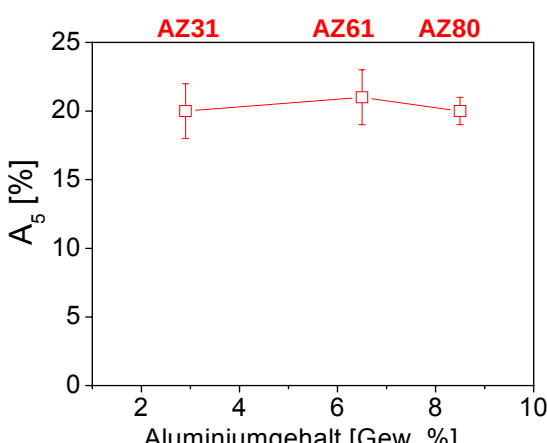


Abb.4.83: Legierung AZ80, Rundprofil Ø17mm, $T_s=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $12\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung →).

Die Ergebnisse der Zug- und Druckversuch sind in Abb. 4.84 - 4.87 dargestellt. Während der Analyse der mechanischen Eigenschaften von Rundprofilen wurde deutlich, dass die Streckgrenze unter Zug- und Druckbelastung bei allen drei Legierungen unterschiedliche Werte aufzeigt. Im Fall von AZ31 betrug die Streckgrenze unter Druckbelastung ca. 110MPa und unter Zugbelastung ca. 190MPa. Bei AZ61 lag die Streckgrenze unter Druckbelastung bei ca. 150MPa und unter Zugbelastung bei 190MPa. Bei AZ80 lagen die Werte entsprechend bei ca. 175MPa und 200MPa. Die Zugfestigkeit betrug bei AZ31 ca. 260MPa, bei AZ61 ca. 310MPa und bei AZ80 ca. 340MPa. Die Bruchdehnung war bei allen drei Legierungen ähnlich und betrug

ca. 19-21%. Die ermittelten Werte korrelieren grundsätzlich mit den Literaturangaben und sind bei konventionell erzeugten Materialien üblich /Mue02, Mag00, Bec00/.

 <table><caption>Data for Abb.4.84: Yield strength (Rp_{0.2}) vs. Al content</caption><thead><tr><th>Aluminiumgehalt [Gew. %]</th><th>Alloy</th><th>Yield strength [MPa]</th></tr></thead><tbody><tr><td>3.0</td><td>AZ31</td><td>~190</td></tr><tr><td>6.5</td><td>AZ61</td><td>~195</td></tr><tr><td>8.5</td><td>AZ80</td><td>~205</td></tr></tbody></table>	Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Yield strength [MPa]	3.0	AZ31	~190	6.5	AZ61	~195	8.5	AZ80	~205	 <table><caption>Data for Abb.4.85: Yield strength (Rpc_{0.2}) vs. Al content</caption><thead><tr><th>Aluminiumgehalt [Gew. %]</th><th>Alloy</th><th>Yield strength [MPa]</th></tr></thead><tbody><tr><td>3.0</td><td>AZ31</td><td>~110</td></tr><tr><td>6.5</td><td>AZ61</td><td>~150</td></tr><tr><td>8.5</td><td>AZ80</td><td>~175</td></tr></tbody></table>	Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Yield strength [MPa]	3.0	AZ31	~110	6.5	AZ61	~150	8.5	AZ80	~175
Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Yield strength [MPa]																							
3.0	AZ31	~190																							
6.5	AZ61	~195																							
8.5	AZ80	~205																							
Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Yield strength [MPa]																							
3.0	AZ31	~110																							
6.5	AZ61	~150																							
8.5	AZ80	~175																							
Abb.4.84: Darstellung der Streckgrenze unter Zugbelastung bei $T_S=300^\circ\text{C}$ indirekt gepresster Rundprofile.	Abb.4.85: Darstellung der Streckgrenze unter Druckbelastung bei $T_S=300^\circ\text{C}$ indirekt gepresster Rundprofile.																								
 <table><caption>Data for Abb.4.86: Tensile strength (R_m) vs. Al content</caption><thead><tr><th>Aluminiumgehalt [Gew. %]</th><th>Alloy</th><th>Tensile strength [MPa]</th></tr></thead><tbody><tr><td>3.0</td><td>AZ31</td><td>~260</td></tr><tr><td>6.5</td><td>AZ61</td><td>~315</td></tr><tr><td>8.5</td><td>AZ80</td><td>~345</td></tr></tbody></table>	Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Tensile strength [MPa]	3.0	AZ31	~260	6.5	AZ61	~315	8.5	AZ80	~345	 <table><caption>Data for Abb.4.87: Elongation at break (A₅) vs. Al content</caption><thead><tr><th>Aluminiumgehalt [Gew. %]</th><th>Alloy</th><th>Elongation at break [%]</th></tr></thead><tbody><tr><td>3.0</td><td>AZ31</td><td>~20</td></tr><tr><td>6.5</td><td>AZ61</td><td>~21</td></tr><tr><td>8.5</td><td>AZ80</td><td>~20</td></tr></tbody></table>	Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Elongation at break [%]	3.0	AZ31	~20	6.5	AZ61	~21	8.5	AZ80	~20
Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Tensile strength [MPa]																							
3.0	AZ31	~260																							
6.5	AZ61	~315																							
8.5	AZ80	~345																							
Aluminiumgehalt [Gew. %]	Alloy	Elongation at break [%]																							
3.0	AZ31	~20																							
6.5	AZ61	~21																							
8.5	AZ80	~20																							
Abb.4.86: Darstellung der Zugfestigkeit bei $T_S=300^\circ\text{C}$ indirekt gepresster Rundprofile.	Abb.4.87: Darstellung der Bruchdehnung bei $T_S=300^\circ\text{C}$ indirekt gepresster Rundprofile.																								

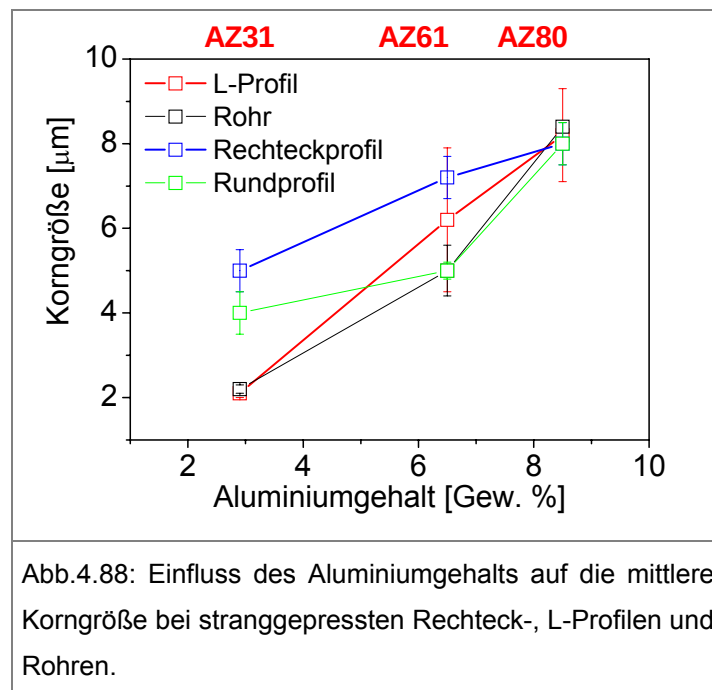
4.6 Einfluss der Profilform

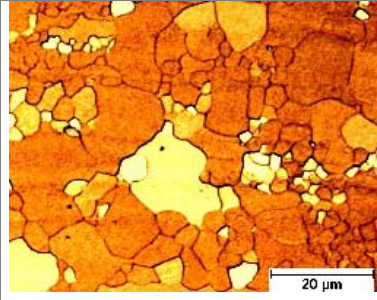
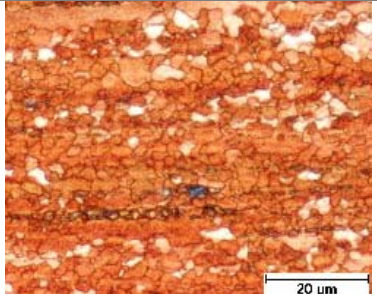
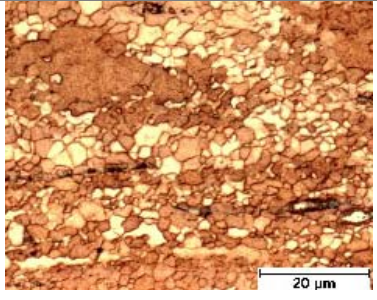
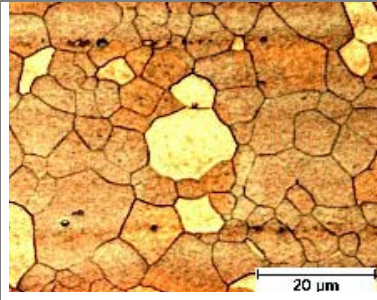
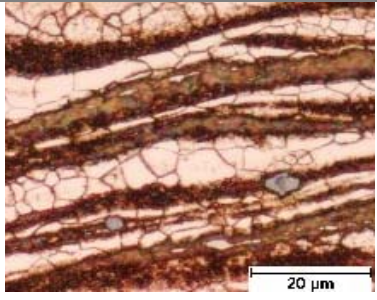
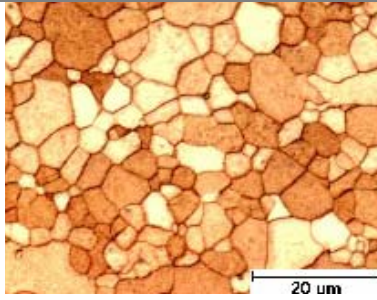
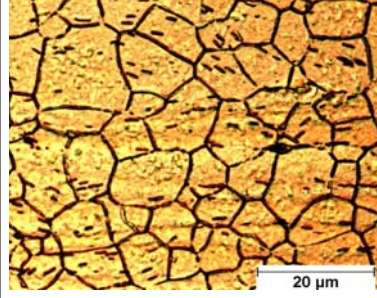
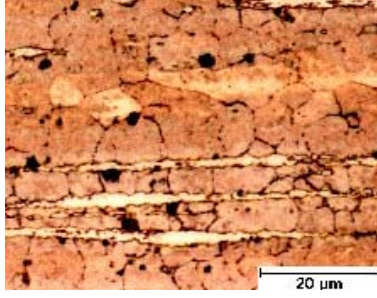
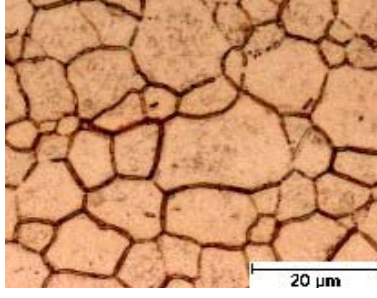
Neben den Experimenten an Rundprofilen wurden Presseexperimente an anderen Profilformen durchgeführt. Hierzu wurden Rechteckprofile, L-Profile und Rohre gewählt.

Für diese Versuche betrug die Presstemperatur 300°C , ähnlich wie bei den Rundprofilen ($\varnothing 15\text{mm}$, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$). Alle stranggepresste Materialien wurden wassergekühlt. Bei den Rechteckprofilen, L-Profilen und Rohren betrug das

Strangpressverhältnis entsprechend $\psi=22.3$, $\psi=24.6$ und $\psi=16.7$, so dass die Austrittsgeschwindigkeit bei $v=4\text{m/min}$, $v=4.4\text{m/min}$ und $v=3\text{m/min}$ lag. Sowohl bei den Rechteck- und L-Profilen als auch bei den Rohren wurden keine beschädigten Profiloberflächen beobachtet. Nur bei der Legierung AZ61 und AZ80 traten leichte Risse am Profilanfang auf, was jedoch die Prozessführung nicht beeinflusste.

In Abb.4.88 sind die mittleren Korngrößen (Probenentnahme nach Abb. 3.17) legierungsabhängig für die hergestellten Profilformen dargestellt. Sowohl bei den Rechteck- und L-Profilen als auch bei den Rohren wurde das feinste Gefüge, analog zu den Rundprofilen, im Fall von AZ31 beobachtet. Die ermittelte mittlere Korngröße lag hier entsprechend im Bereich von $2\mu\text{m}$ bis $6\mu\text{m}$ bei der Legierung AZ31, bei AZ61 von 5 bis $7\mu\text{m}$ und bei AZ80 von 7 bis $8\mu\text{m}$. Die Gefügebilder von diesen Profilen sind in Abb.4.89- 4.97 dargestellt.



		
Abb.4.89: Legierung AZ31, Rechteckprofil 7.5x30mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=22.3$, $v=4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).	Abb.4.90: Legierung AZ31, L-Profil 20x6mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=24.6$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $2\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).	Abb.4.91: Legierung AZ31, Rohr $\varnothing 28 \times 4\text{mm}$, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=16.7$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $2\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).
		
Abb.4.92: Legierung AZ61, Rechteckprofil 7.5x30mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=22.3$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $7\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).	Abb.4.93: Legierung AZ61, L-Profil 20x6mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=24.6$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $5\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).	Abb.4.94: Legierung AZ61, Rohr $\varnothing 28 \times 4\text{mm}$, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=16.7$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $6\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).
		
Abb.4.95: Legierung AZ80, Rechteckprofil 7.5x30mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=22.3$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $7\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).	Abb. 4.96: Legierung AZ80, L-Profil 20x6mm, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=24.6$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $8\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).	Abb.4.97: Legierung AZ80, Rohr $\varnothing 28 \times 4\text{mm}$, $T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=16.7$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $9\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

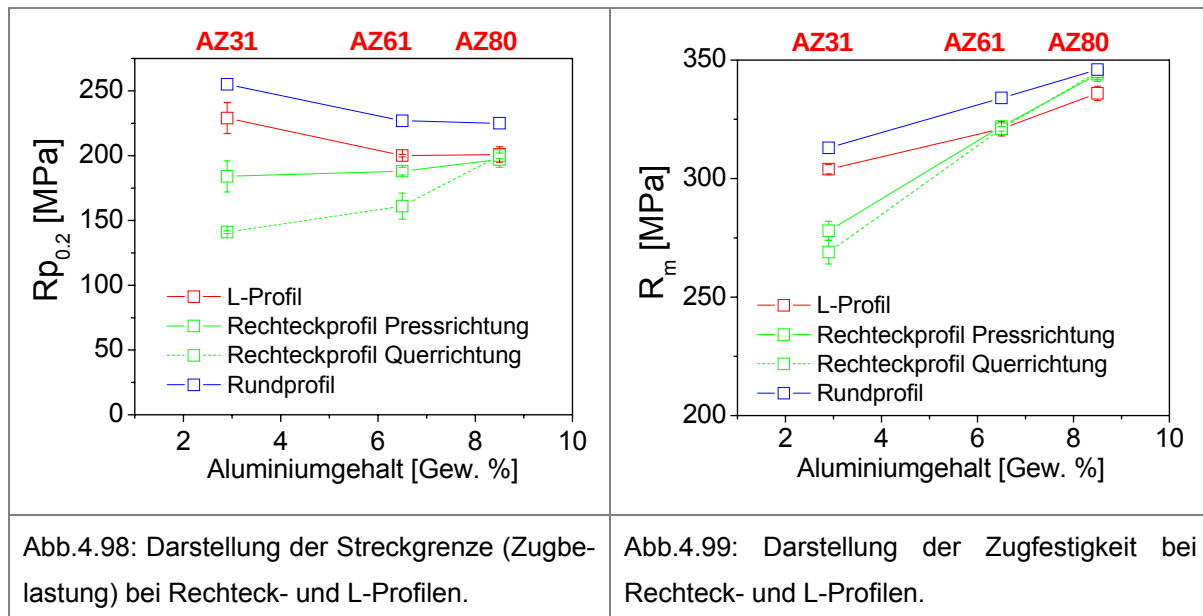
Die Ergebnisse der mechanischen Eigenschaften für die L- und die Rechteckprofile sind in Abb.4.98 - 4.100 zusammengestellt. Aufgrund der sehr dünnen Wandstärken war generell keine Probenentnahme von Druckproben bei Rechteck- und L-Profilen möglich.

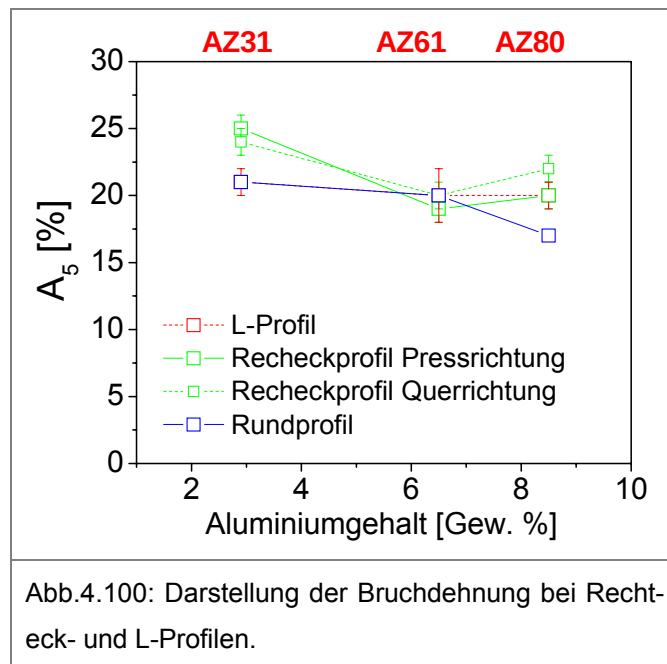
Bei den Rechteckprofilen von AZ31 und AZ61 wurde eine starke richtungsabhängige Anisotropie festgestellt, was sich ebenfalls in vielen Literaturquellen andeutet

/Mag00, Xio03, Kle04/. Die Streckgrenze in Pressrichtung betrug bei AZ31 und AZ61 entsprechend 185MPa und 190MPa und war ca. 40MPa bei AZ31 und ca. 30MPa bei AZ61 höher als die Werte in 90° zur Pressrichtung. Bei der Legierung AZ80 lag die Streckgrenze in beiden Richtungen bei ca. 200MPa. Die Zugfestigkeit betrug im Fall der AZ31-Legierung ca. 280MPa in Pressrichtung und ca. 270MPa in Querrichtung. Bei AZ61 und AZ80 waren die Werte in beiden Richtungen ähnlich und lagen entsprechend bei ca. 320MPa und 340MPa.

Bei den L-Profilen betrug die Streckgrenze bei AZ31 ca. 230MPa und bei AZ61 und AZ80 ca. 200MPa. Die Zugfestigkeit lag bei AZ31, AZ61 und AZ80 entsprechend bei ca. 310MPa, 320MPa und 340MPa.

Die gemessenen Bruchdehnungen lagen bei allen Profilen im Bereich von 20% bis 25%.





Aufgrund der Tatsache, dass sich bei den Rechteckprofilen aus AZ31 und AZ61 zu niedrige und zusätzlich richtungsabhängige Eigenschaften zeigten, wurden Anstrengungen vorgenommen, um die Korngröße dieser Werkstoffe weiter zu reduzieren. Zur Förderung einer starken Kornfeinung erfolgten Strangpressversuche bei einer stark verringerten Presstemperatur von $T_S=100^\circ\text{C}$.

Die resultierenden für AZ31 und AZ61 sind in Abb.4.101 und Abb.4.102 dargestellt. Die aus der Gefügeanalyse ermittelten mittleren Korngrößen liegen bei $3\mu\text{m}$ (AZ31) und $4\mu\text{m}$ (AZ61).

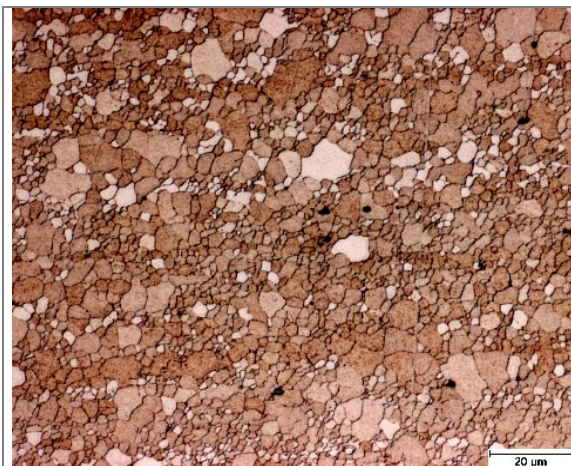


Abb.4.101: Legierung AZ31, Rechteckprofil 7.5x30mm, $T_S=100^\circ\text{C}$, $\psi=24.6$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $3\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

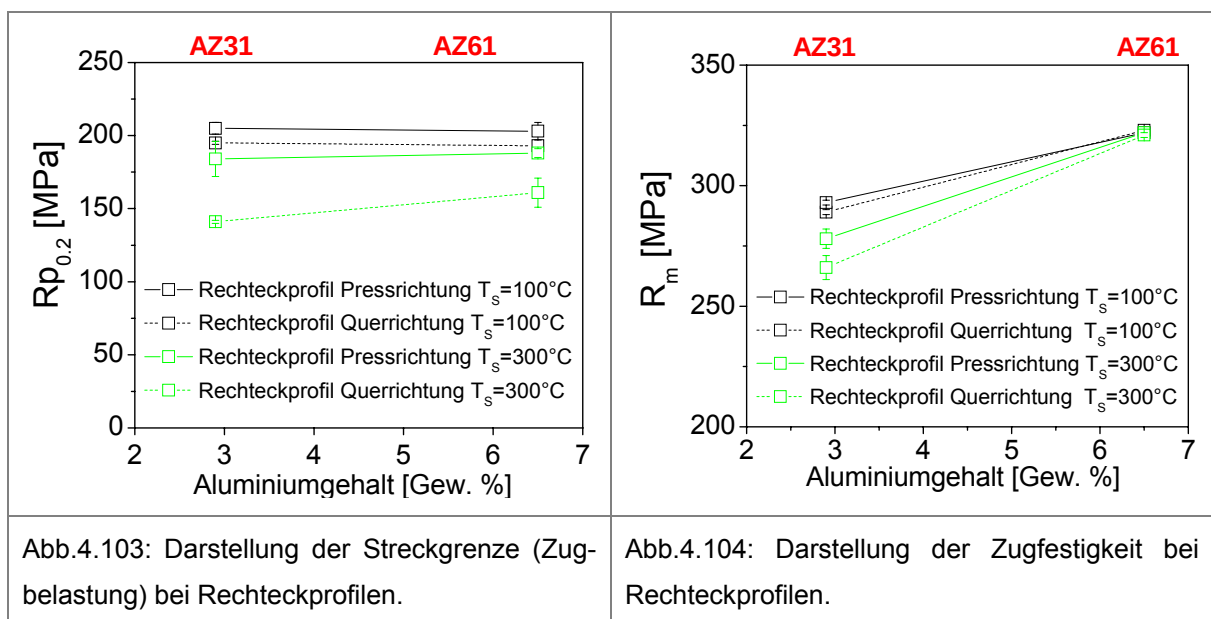


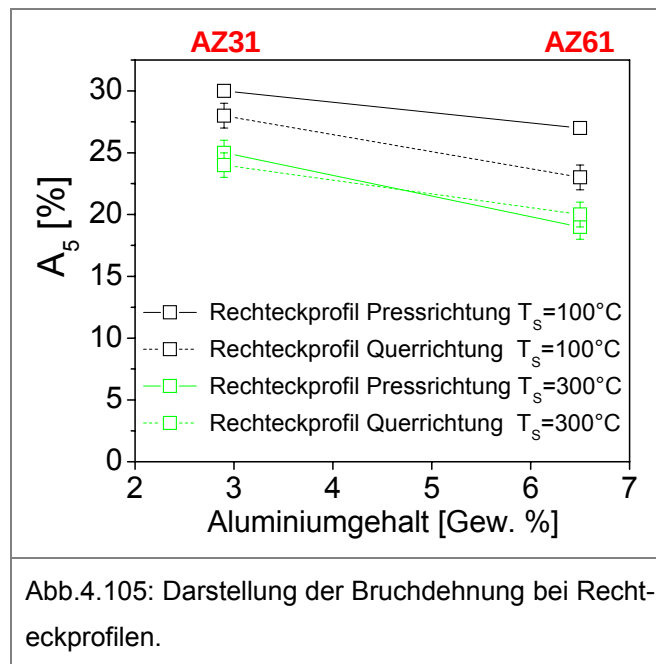
Abb.4.102: Legierung AZ61, Rechteckprofil 7.5x30mm, $T_S=100^\circ\text{C}$, $\psi=24.6$, $v=4.4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $4\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

Die Ergebnisse der Analyse der mechanischen Eigenschaften sind in Abb.4.103 - Abb.4.105 dargestellt.

Bei beiden Legierungen war ein Anstieg der Streckgrenze in den jeweiligen gemessenen Richtungen zu erkennen. Bei AZ31 stieg die Streckgrenze um etwa 20MPa in Pressrichtung auf ca. 205MPa und in Querrichtung um etwa 55MPa auf ca. 195MPa. Bei AZ61 konnte ebenfalls ein Anstieg der Streckgrenze in Pressrichtung auf ca. 205MPa und Querrichtung auf 195MPa festgestellt werden. Damit verringerte sich die Differenz zwischen der Pressrichtung und der Querrichtung signifikant. Im Fall von AZ31 wurde zusätzlich ein Anstieg der Zugfestigkeit festgestellt. Dieser Wert liegt in beiden Richtungen bei ca. 290MPa. Zudem ist auch eine höhere Duktilität bei den bei $T_s=100^\circ\text{C}$ stranggepressten Legierungen zu erkennen.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass bei sehr kleinen Körnern nicht nur die Zug-Druck-Asymmetrie sondern auch die richtungsabhängige Anisotropie minimiert wird.



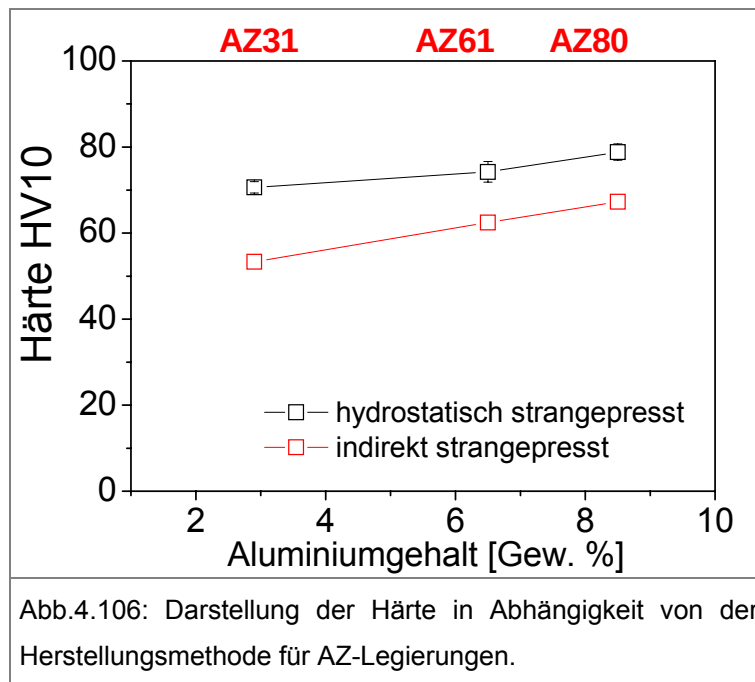


Die Ergebnisse der Experimente an weiteren Profilformen (Rechteck und L-Profile), die indirekt gepresst wurden, befinden sich im Anhang 3.

4.7 Ergebnisse der Härtemessung

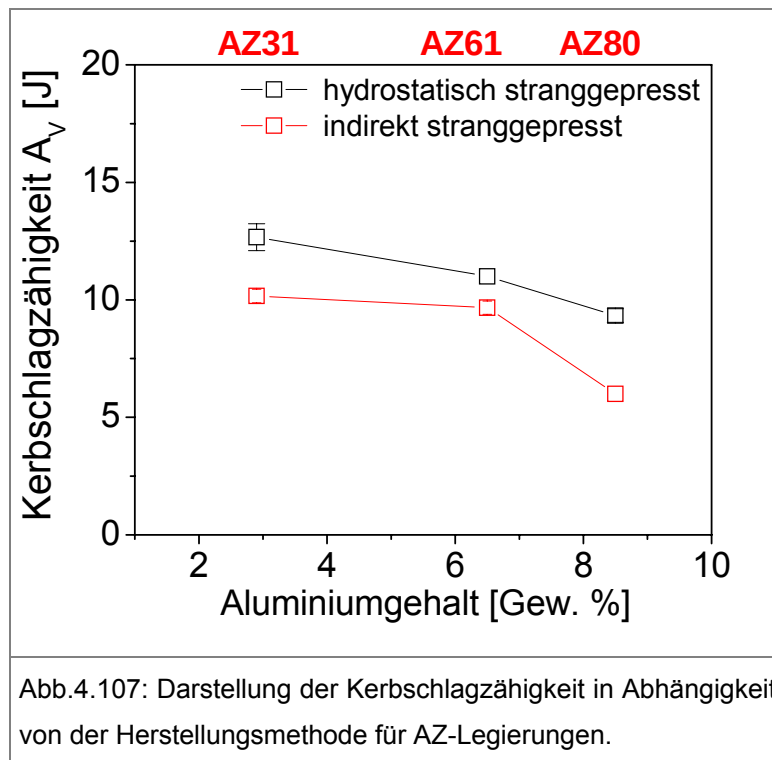
Die Härtemessung nach dem Vickersverfahren (HV10) erfolgte exemplarisch an Rundprofilen entlang der Längsschliffe vom Rand bis zur Mitte an hydrostatisch (Rundprofil Ø15mm, $T_S=100^\circ\text{C}/110^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$) und indirekt (Rundprofil Ø17mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=5.6/3\text{m/min}$) stranggepressten Profilen. Es stellte sich heraus, dass bei den feinkörnigen, hydrostatisch stranggepressten Materialien (mittlere Korngröße entsprechend AZ31-2µm, AZ61-4µm, AZ80-6.0µm), unabhängig von der Legierung, die Härtewerte erheblich höher als bei den grobkörnigen (mittlere Korngröße entsprechend AZ31-16µm, AZ61-12µm, AZ80-12µm), indirekt gepressten Profilen lagen. Darüber hinaus wurde ein Anstieg der Härte mit zunehmendem Aluminiumgehalt unabhängig von der Herstellungsmethode sichtbar, was mit dem größeren Anteil von $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Ausscheidungen korreliert.

Eine Zusammenstellung der Härtemessungen ist als Funktion der Legierung für die verschiedenen Herstellungsmethoden in Abb.4.106 gegeben.



4.8 Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs

Die Kerbschlagzähigkeitswerte sind in Abb.4.107 dargestellt, die einen Vergleich der feinkörnigen, hydrostatisch (Rundprofil Ø15mm, $T_S=100^\circ\text{C}/110^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$) strangepresste Materialien mit indirekt (Rundprofil Ø17mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=5.6/3\text{m/min}$) erzeugten grobkörnigen Profilen zeigt. Die feinkörnigen (mittlere Korngröße entsprechend AZ31- $2\mu\text{m}$, AZ61- $4\mu\text{m}$, AZ80- $6.0\mu\text{m}$) Materialien wiesen eine erhöhte Energieaufnahme im Vergleich zu der grobkörnigen (mittlere Korngröße entsprechend AZ31- $16\mu\text{m}$, AZ61- $12\mu\text{m}$, AZ80- $12\mu\text{m}$) auf. Unabhängig von der Herstellungsmethode sinken die gemessenen Werte mit steigendem Aluminiumgehalt, was auf den erhöhten Anteil von Ausscheidungen zurückzuführen ist.



4.9 Wärmebehandlung an stranggepressten Profilen

Zu den am häufigsten eingesetzten Wärmebehandlungen bei Strangpressprofilen gehört die Warmauslagerung nach dem Strangpressen, die als T5-Wärmebehandlung bezeichnet wird /Asm99, Clo00/.

Das Ziel dieser Behandlung ist die Einstellung von feindispersiven Ausscheidungen, die eine Erhöhung der Streckgrenze und der Härte bewirken. In dieser Arbeit wurden die Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 einer solchen Wärmebehandlung unterzogen. Eine entsprechende Auslagerung bei 200°C für 12h fand bei Rundprofilen aus einem feinkörnigen hydrostatisch stranggepressten Material und einem grobkörnigen, indirekt hergestellten Material (analog wie in Kap.4.7 und Kap.4.8) statt. Anschließend erfolgte eine Luftabkühlung.

Die Gefüge nach der Wärmebehandlung sind in Abb.4.108 - 4.113 gezeigt. Bei den Legierungen AZ61 und AZ80 lassen sich kleine, punktförmige $Mg_{17}Al_{12}$ -Ausscheidungen sowohl an den Korngrenzen als auch in den Körnern erkennen (Abb.4.110 - Abb.4.113) /Let06/. Bei AZ31 ist dies erwartungsgemäß kaum ausgeprägt.

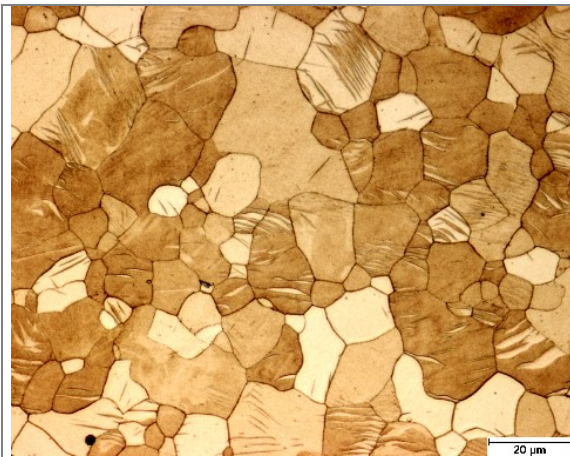


Abb.4.108: Gefüge von grobkörnigem (indirekt stranggepresst), wärmebehandeltem AZ31.

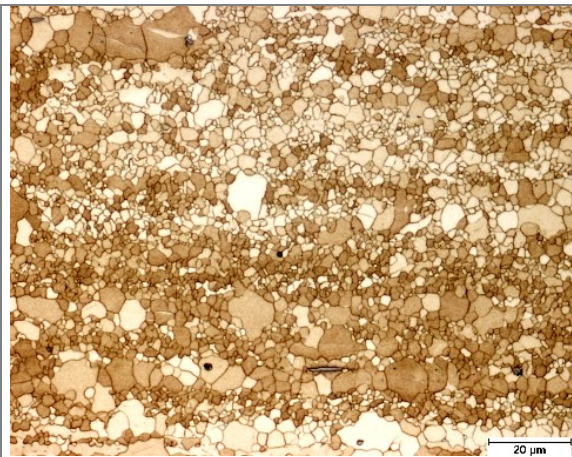


Abb.4.109: Gefüge von feinkörnigem (hydrostatisch stranggepresst), wärmebehandeltem AZ31.

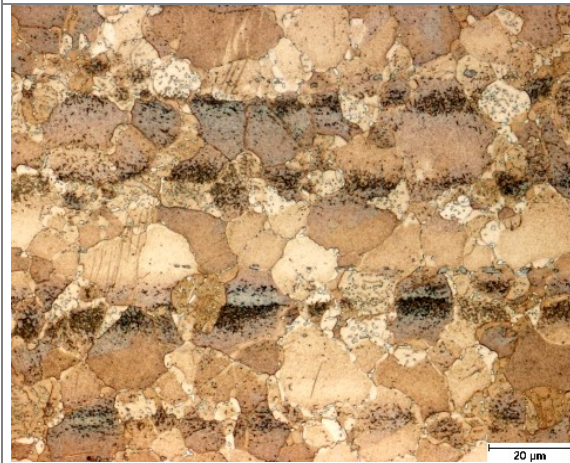


Abb.4.110: Gefüge von grobkörnigem (indirekt stranggepresst), wärmebehandeltem AZ61.



Abb.4.111: Gefüge von feinkörnigem (hydrostatisch stranggepresst), wärmebehandeltem AZ61.

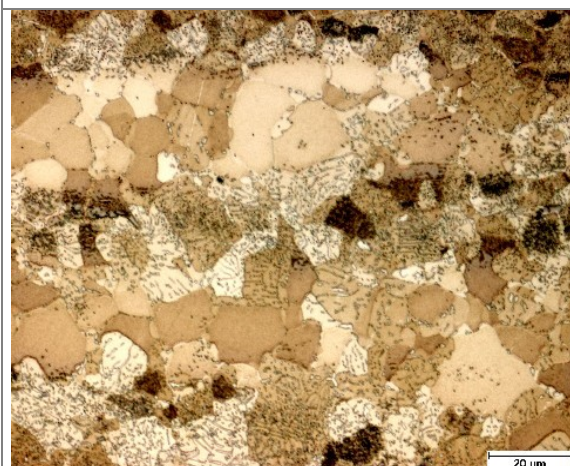


Abb.4.112: Gefüge von grobkörnigem (indirekt stranggepresst), wärmebehandeltem AZ80.

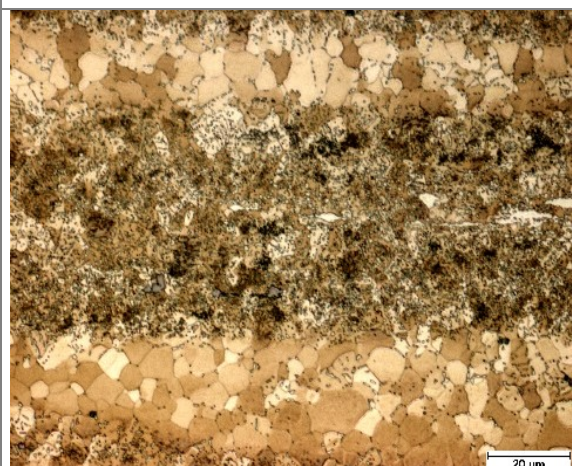
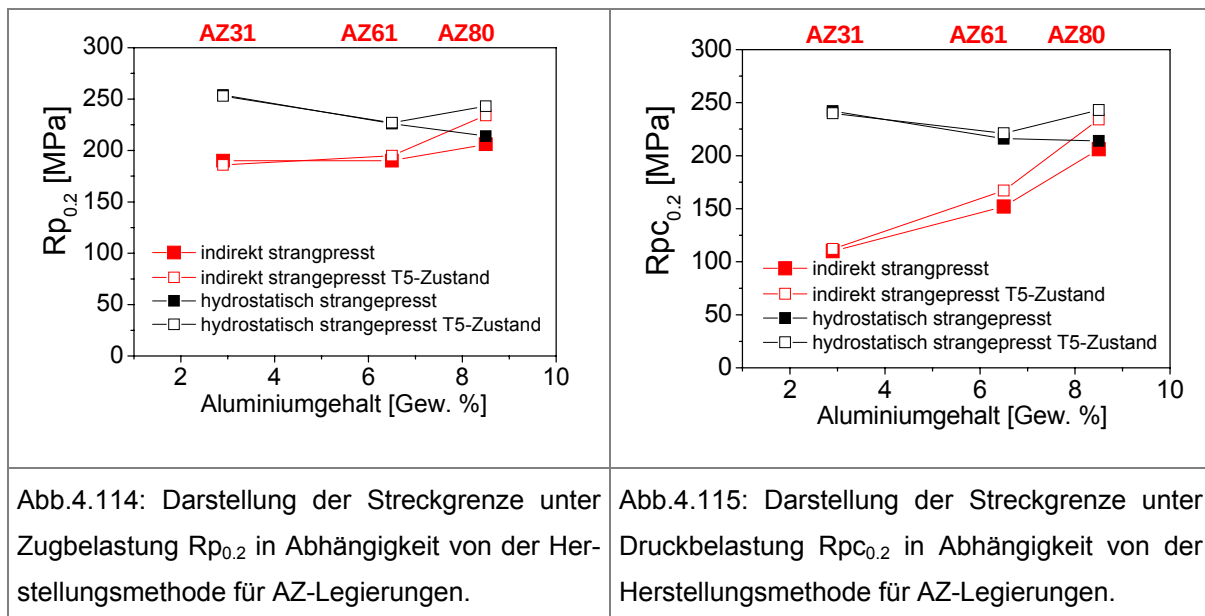
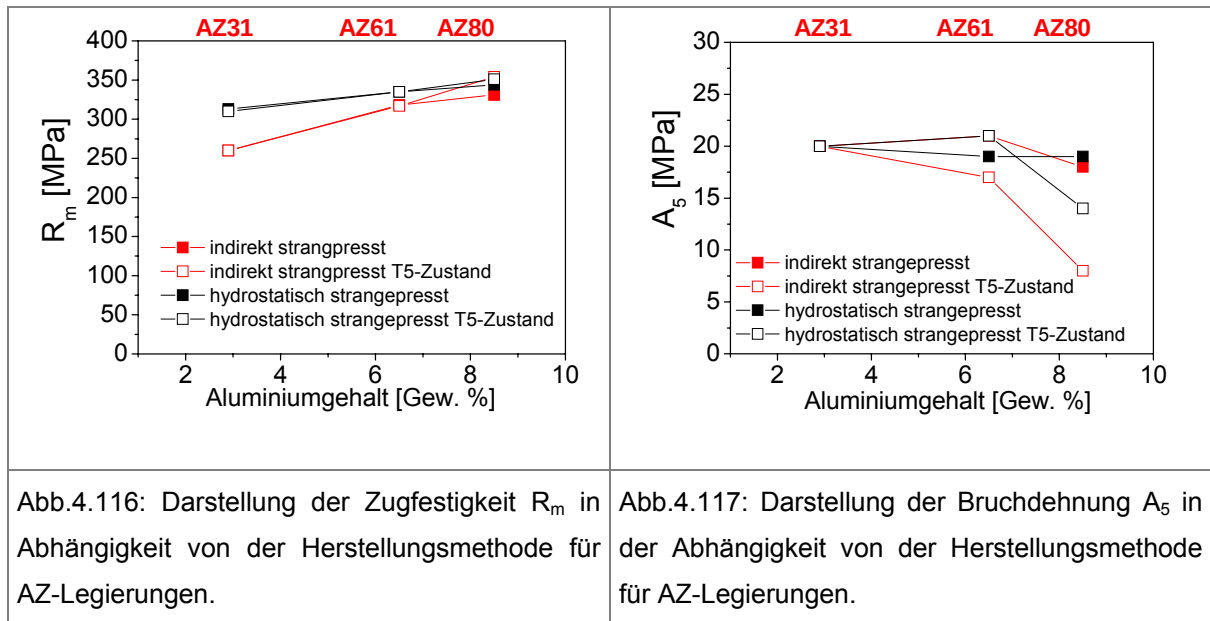


Abb.4.113: Gefüge von feinkörnigem (hydrostatisch stranggepresst), wärmebehandeltem AZ80.

In Abb.4.114 - 4.117 sind die mechanischen Werte der AZ-Legierungen vor und nach der Wärmebehandlung dargestellt. Die Eigenschaften von der Legierung AZ31 blieben unverändert. Nach der Analyse der mechanischen Eigenschaften der Legierung AZ61 stellte sich heraus, dass nur beim grobkörnigen Material die Streckgrenze unter Druckbelastung um ca. 10% gestiegen ist. Darüber hinaus war die Bruchdehnung von 21% auf 17% gesunken. Beim feinkörnigen Material konnten keine signifikanten Änderungen gefunden werden. Deutlich größere Unterschiede zeigten sich jedoch bei der Legierung AZ80. Sowohl die Dehngrenze unter Zugbelastung als auch die unter Druckbelastung sind bei grobkörnigem und feinkörnigem Material signifikant gestiegen. Entsprechend stieg auch der Wert der Zugfestigkeit leicht an. Die Anwesenheit der Ausscheidungen verursachte jedoch bei der Legierung AZ80 eine erkennbare Abnahme der Duktilität. Insbesondere bei grobkörnigen Profilen ist die Bruchdehnung von 18% bis 8% gesunken. Beim feinkörnigen Material kann lediglich eine Abnahme auf 14% beobachtet werden.





5 Zusammenfassende Diskussion

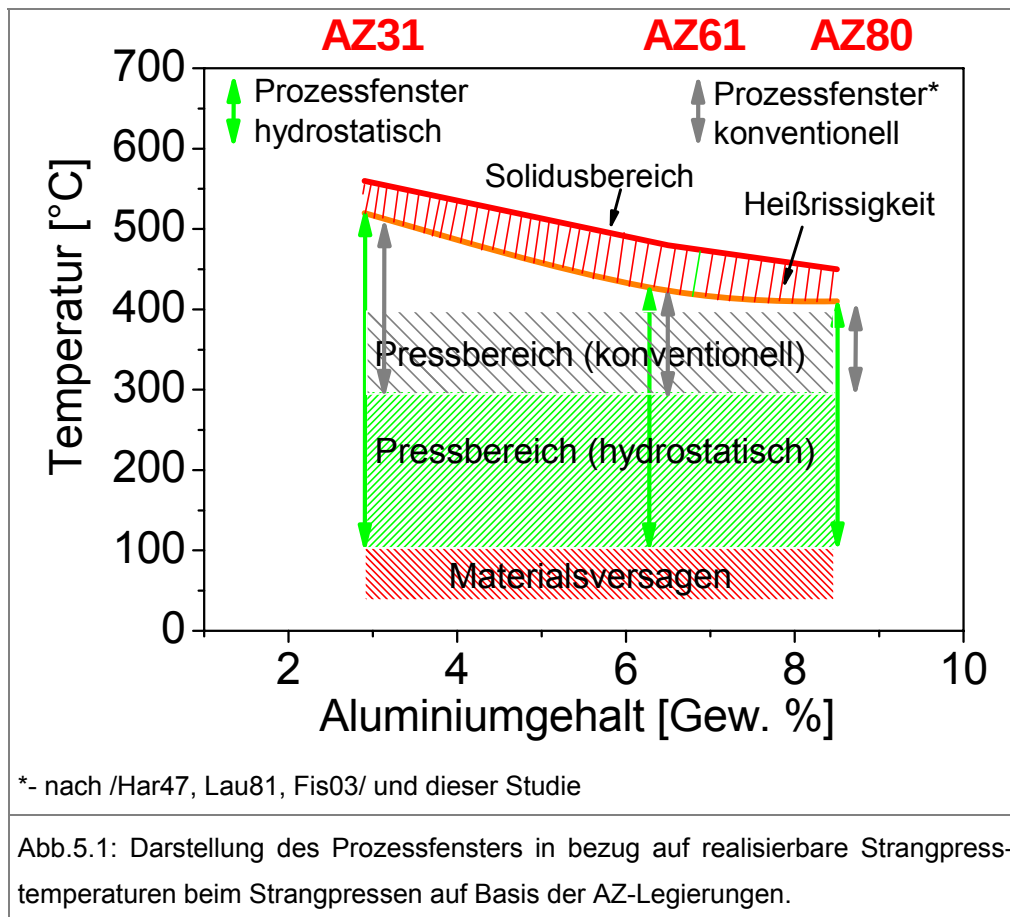
5.1 Diskussion der Strangpresseexperimente

Im Bezug auf die realisierbaren Strangpresstemperaturen wurde beim hydrostatischen Strangpressprozess ein Unterschied zum konventionellen Mg-Strangpressen deutlich. Die durchgeführten hydrostatischen Strangpresseexperimente mit AZ-Legierungen ermöglichten eine reproduzierbare Prozessführung im Temperaturbereich von $T_S=200^\circ\text{C}$ und unter industriell gleichen Bedingungen /Swi04a, Let06/, was mittels herkömmlichem Strangpressen (indirekt oder direkt) als nicht realisierbar gilt /Las03a, Bar03, Atw05/. Dies hat sich auch bei den Vergleichsversuchen mit indirektem Prozess in dieser Arbeit bestätigt, wobei eine Erweiterung des Prozessfensters in Bezug auf niedrigere Prozesstemperaturen nicht möglich war. Schon bei $T_S=200^\circ\text{C}$ wurde während des indirekten Pressversuches die Presskapazität der Maschine überschritten, was eine weitere Senkung der Umformtemperatur verhinderte. Dagegen war während der hydrostatischen Experimente eine weitere Senkung der Umformtemperaturen, sogar bis zu $100\text{-}110^\circ\text{C}$ bei den verwendeten, Werkstoffen möglich /Swi05a, Swi06/, was bis jetzt bei der Verarbeitung der Magnesiumlegierungen nicht erreicht werden konnte /Bec39, Eml66, Mag00/. Dieser Sachverhalt ist sowohl auf den fast idealen allseitigen Spannungszustand während des hydrostatischen Prozesses, den ausreichenden Pressdruck der verfügbaren Maschine als auch auf das Materialverhalten, d.h. eine entfestigend wirkende vollständige dynamische Rekristallisation der Legierungen (die im Temperaturbereich von $100^\circ\text{C}/110^\circ\text{C}$ eingesetzt hat) und Abfall der zur Gleitung notwendigen Schubspannung (siehe Abb.2.17) in diesem Temperaturbereich, zurückzuführen.

Damit hat sich das Prozessfenster beim Mg-Strangpressen in Bezug auf realisierbare Prozesstemperaturen bei AZ-Legierungen erheblich in Richtung Raumtemperatur verbreitet. Bei einer weiteren Temperatursenkung (unter $T_S=100^\circ\text{C}/110^\circ\text{C}$) trat ein Materialversagen in Form eines Kaltbruchs auf, was als materialbedingte Grenze des hydrostatischen Strangpressens bei den verwendeten Legierungen zu verstehen ist. Die Entstehung der Kaltrisse lässt sich mit nicht ausreichendem Fließverhalten des Materials bei Raumtemperatur erklären, was mit der begrenzten Aktivierung der Gleitsysteme in diesem Temperaturbereich verbunden ist /Ion82, Oba73/. Zwar steht das Material im Rezipient unter dreiaxialen Druck, beim Austritt des Profils dominie-

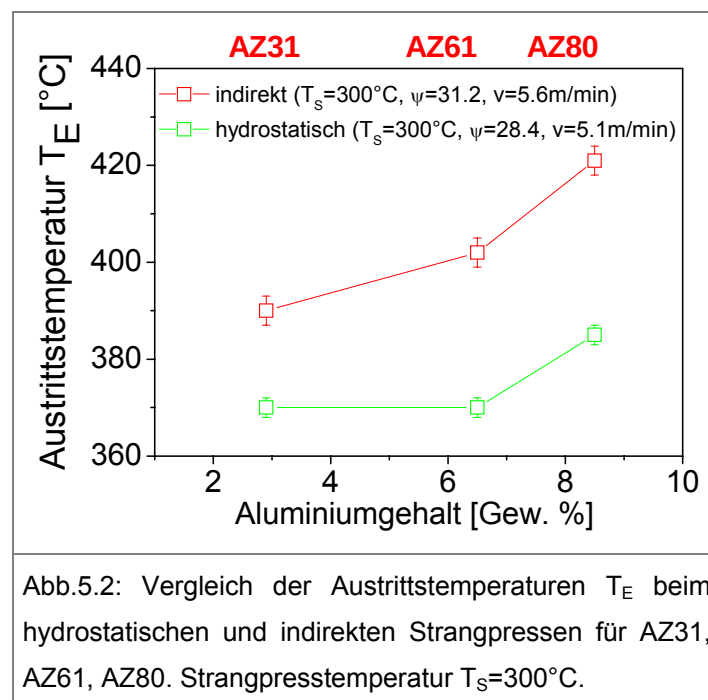
ren jedoch die Zugspannungen /Sei77/, was durch nicht ausreichende Fließeigenschaften des Materials zum Kaltbruch führt. Zu beachten ist allerdings, dass im Fall von AZ80 im Vergleich zu AZ31 und AZ61 die Presstemperatur leicht erhöht werden musste, von 100°C auf 110°C. Dies lässt sich aufgrund des höheren Anteils der spröden $Mg_{17}Al_{12}$ - Phase erklären.

In Abb.5.1 ist das Prozessfenster in Bezug auf realisierbare Strangpresstemperaturen beim hydrostatischen und konventionellen (direkten und indirekten) Strangpressen von AZ-Legierungen dargestellt. Dies zeigt deutlich, dass das hydrostatische Strangpressen von Magnesium in einem wesentlich breiteren Temperaturintervall möglich ist, schon ab 100/110°C, im Gegensatz zu den herkömmlich eingesetzten Methoden.



Es wurde während der durchgeführten Strangpressversuche festgestellt, dass bei ähnlichen Prozessbedingungen sowohl ein leicht niedrigerer Pressdruck als auch eine niedrigere Profilerwärmung während des hydrostatischen Strangpressens gegenüber der indirekten Methode auftritt. Damit haben sich die in Kap. 2.2 vorgestellten theoretischen Annahmen bestätigt, die sowohl niedrigste Pressdrücke als auch

die niedrigste Materialerwärmung bei hydrostatischem Strangpressen in Vergleich zu anderen Pressmethoden vorhersagten. Das Erzielen von niedrigeren Austrittstemperaturen während des hydrostatischen Strangpressens im Vergleich zu dem indirekten Strangpressen hat verdeutlicht, dass die Problematik der Heißrissigkeit mit Hilfe dieses Pressverfahrens effektiv beeinflusst werden kann. Dies wurde legierungsunabhängig auf Basis der AZ31, AZ61 und AZ80 experimentell festgestellt, wie in Abb.5.2 dargestellt ist. Bei identischer Prozesstemperatur $T_s=300^\circ\text{C}$ und fast gleichen Pressverhältnissen (entsprechend $\psi=28.4$ bei hydrostatischem und $\psi=31.2$ bei indirektem Strangpressen) und Austrittsgeschwindigkeiten (entsprechend $v=5.1\text{m/min}$ und $v=5.6\text{m/min}$) betrug die Profilaustrittstemperatur T_E für die hydrostatische Methode $30\text{-}50^\circ\text{C}$ weniger als beim indirekten Strangpressen. Zu beachten ist, dass bei AZ80 während des Strangpressens die Strangerwärmung bei beiden Strangpressverfahren am höchsten war, was sich mit dem niedrigeren Wert der spezifischen Wärme bei diesem Werkstoff erklären lässt.



Der Einfluss der Austrittstemperatur ist für AZ61 und AZ80-Profile signifikant ausgeprägt. Traten während des indirekten Strangpressens unter sonst gleichen Prozessbedingungen wie beim hydrostatischen Strangpressverfahren tiefe Heißrisse auf, waren dank niedrigerer Materialerwärmung die hydrostatisch gepressten Profile dagegen rissfrei. Dieser Sachverhalt ist exemplarisch in Abb.5.3a für AZ80 dargestellt. Während des indirekten Strangpressens konnte ebenfalls festgestellt werden, dass

bei AZ61 und AZ80 die Heißrisse schon bei einer Austrittstemperatur T_E von ca. 400-410°C auftreten, was die Prozessführung bei diesen hochlegierten Materialien zusätzlich erschwert. Die Heißrissbildung ist auf dem niedrigen Soliduspunkt dieser beiden Materialien und auf die Existenz der niedrigschmelzenden Phasen $Mg_{17}Al_{12}$ zurückzuführen, die an den Korngrenzen der stranggepressten Materialien auftritt. Dadurch können sich die Heißrisse insbesondere bei höheren Austrittstemperaturen entlang den Korngrenzen bilden, wie es in Abb.5.3b für indirekt stranggepressten (bei 300°C) Legierung AZ80 dargestellt ist.



Abb.5.3a: Vergleich der Profiloberflächen der hydrostatisch (oben) und indirekt stranggepressten Profile (unten) aus der AZ80-Legierung /Swi03/.

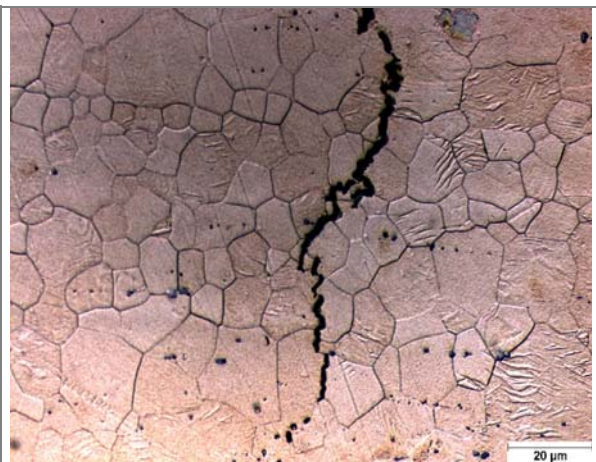
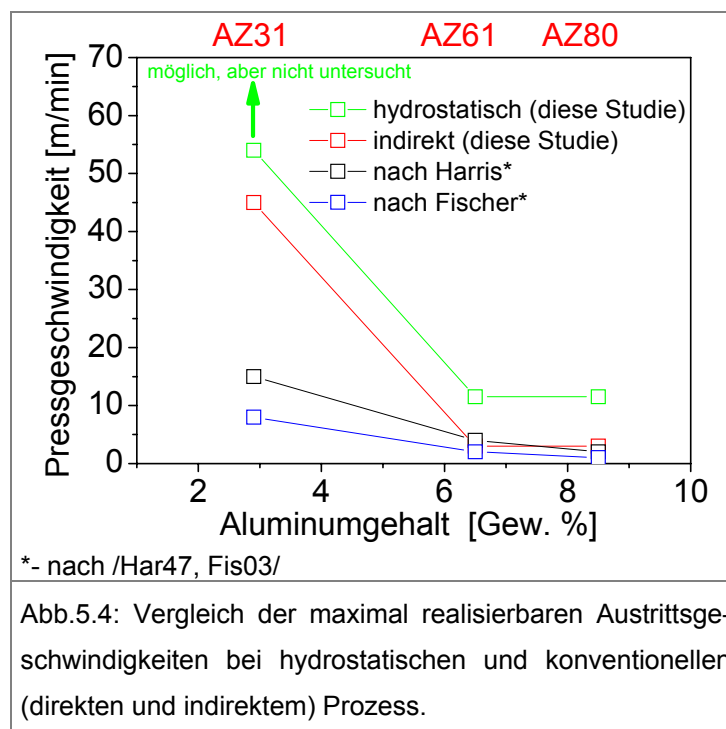


Abb.5.3b: Heißrissbildung an den Korngrenzen bei der indirekt stranggepressten Legierung AZ80.

Weitere Untersuchungen zu hydrostatischen Strangpressen zeigten die Realisierung noch höherer Strangpressgeschwindigkeiten bei allen verwendeten Legierungen. Die maximal erreichte Pressgeschwindigkeit betrug im Fall von AZ61 und AZ80 $v=11.5\text{m/min}$. Als limitierender Faktor bei der Erzielung noch höherer Geschwindigkeiten bei diesen Legierungen wurde die starke Heißrissbildung am Profilanfang (erste 50-100cm des Profils) betrachtet, die infolge der erhöhten Pressgeschwindigkeiten bzw. Pressverhältnissen am Prozessanfang aufgetreten ist. Der Grund dafür ist ein instabiler Materialfluss und die Haftreibung (zwischen dem Pressblock und der Matrize) bei Prozessbeginn /Moe04/. Damit kommt es zur augenblicklichen Erhöhung der Presskräfte (ca. 10-15%) und zu lokaler starker Materialerwärmung. Dieses Phänomen kommt zwar üblicherweise beim Strangpressen von Aluminiumlegierungen vor /Ino85, Bau01, Mue02, Hog05/ und spielt grundsätzlich keine große Rolle, weil der Profilanfang einfach entfernt werden muss. Im Fall der Magnesiumlegierungen kann

es jedoch aufgrund der tiefen Heißrisse insbesondere in Verbindung mit der ölbasier-ten Druckflüssigkeit zum Brandfall kommen.

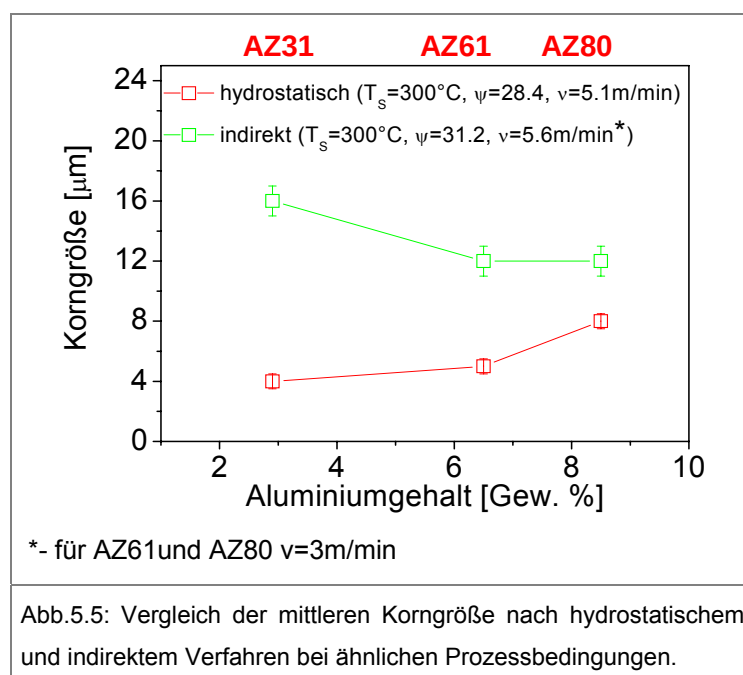
Trotz dieser Einschränkungen waren die erzielten Pressgeschwindigkeiten im Fall von AZ61 und AZ80 zwei- bis vierfach höher als beim herkömmlichen industriellen (direkten und indirekten) Prozess /Har47, Fis03/, was auch in dieser Studie auf der Basis von Vergleichsversuchen mit dem indirekten Pressverfahren bestätigt wurde. Eine erhöhte Strangpressgeschwindigkeit ist im Fall der höherlegierten Legierungen mit niedrigem Solidusbereich von besonderer Bedeutung, weil eine Prozessführung im Bereich von $v=10$ m/min und höher schon eine wirtschaftliche Relevanz haben kann /Mer02, Hog05/, was bisher nur für niedriglegierte Magnesiumlegierungen möglich war /Clo05/. Im Fall der Legierung AZ31 traten bei einer Prozessgeschwindigkeit von $v=54$ m/min keine Heißrisse während der hydrostatischen Strangpressversuche auf. Auf der Basis dieses Ergebnisses lässt sich vermuten, dass noch höhere Prozessgeschwindigkeiten für die Legierung AZ31 mit hydrostatischer Methode realisierbar sind. Die Zusammenstellung der maximal erreichbaren Profilaustritts-geschwindigkeiten für AZ-Legierungen ist in Abb.5.4 dargestellt.



Der Vergleich (Abb. 4.35 und 4.36) der errechneten und realen Pressdrücke sowie der Austrittstemperaturen beim hydrostatischen Strangpressen zeigte für Strangpressen niedrigere Werte als die errechneten. Es ist anzunehmen, dass bei höheren

Umformgraden, die beim Strangpressen üblich sind (Umformgrad φ kann hier die Werte bis $\varphi > 4$ erreichen /Stü68, Bau01/), der Wert der Fließspannung niedrigere Werte erreichen kann, als die, die bei der Aufnahme der Fließkurven (Umformgrad φ beträgt hier $\varphi \leq 1$) ermittelt wurden /Bar03, Atw05/. Diesen Sachverhalt zeigten ebenfalls die Untersuchungen beim direkten Strangpressen von Magnesiumlegierungen von Atwell /Atw05/, wo auf der Basis der in Stauchversuchen ermittelten Fließspannungen die errechneten Pressdrücke 30% höher lagen als die während der Prozessführung gemessenen Pressdrücke.

Für das hydrostatische Strangpressen wurde eine signifikante Kornfeinung bei den hergestellten Profilen festgestellt /Swi03, Swi06/. Dies wurde in analoger Weise für Legierungen auf Basis von Kupfer und Aluminiumlegierungen realisiert /Sei77, Ino85, Pac84/. Die wichtigste Erkenntnis aus der Mikrostrukturanalyse ist die Tatsache, dass das Herstellen von stranggepressten Profilen aus allen aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen mit sehr feiner Kornstruktur unabhängig von der Profilform möglich ist. Derart feine Gefüge sind grundsätzlich auf die niedrigere (ca. 20°C - 30°C) adiabatische Erwärmung des Materials während des hydrostatischen Prozesses gegenüber der indirekten Methode zurückzuführen. Auf diese Weise konnte man mit dem hydrostatischen Pressverfahren trotz relativ hoher, herkömmlich eingesetzter Presstemperatur $T_s = 300^\circ\text{C}$ deutlich feinere Mikrostrukturen bei allen AZ-Legierungen bei ähnlichen Prozessbedingungen als mit der indirekten Methode erzielen /Swi03/, wie in Abb.5.5 und Abb.5.6a - Abb.5.6f dargestellt ist.



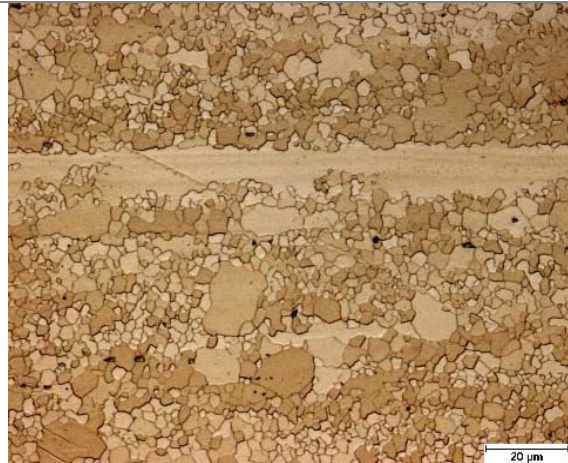


Abb.5.6a: Legierung AZ31, hydrostatisch Stranggepresst, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $4\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

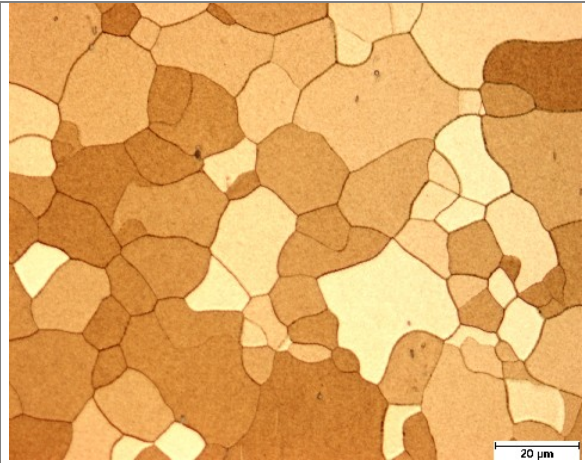


Abb.5.6b: Legierung AZ31, indirekt stranggepresst, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=5.6\text{m/min}$, mittlere Korngröße $16\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

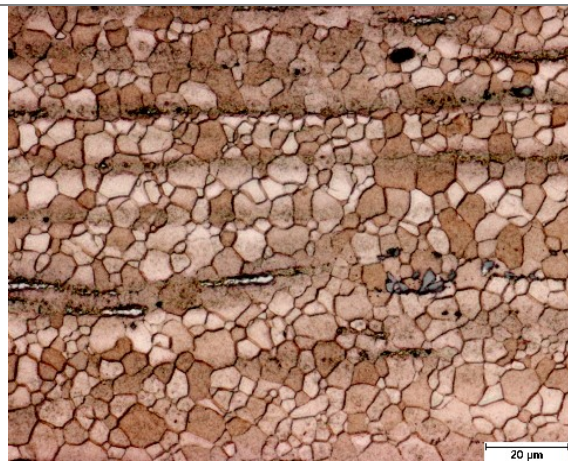


Abb. 5.6c: Legierung AZ61, hydrostatisch Stranggepresst, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $5\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

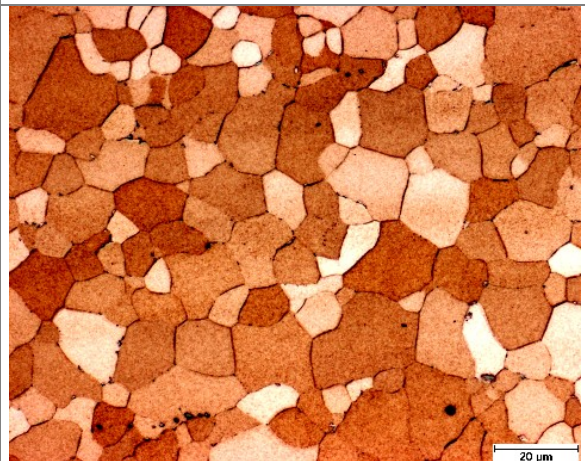


Abb.5.6d: Legierung AZ61, indirekt stranggepresst, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $12\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

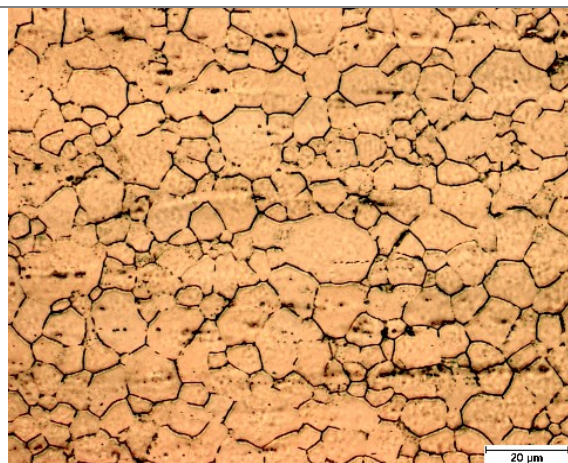


Abb.5.6e: Legierung AZ80, hydrostatisch stranggepresst, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $8\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

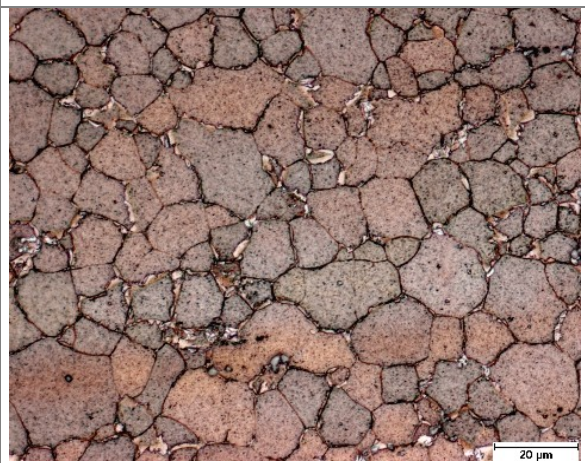


Abb.5.6f: Legierung AZ80, indirekt stranggepresst, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=3\text{m/min}$, mittlere Korngröße $12\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

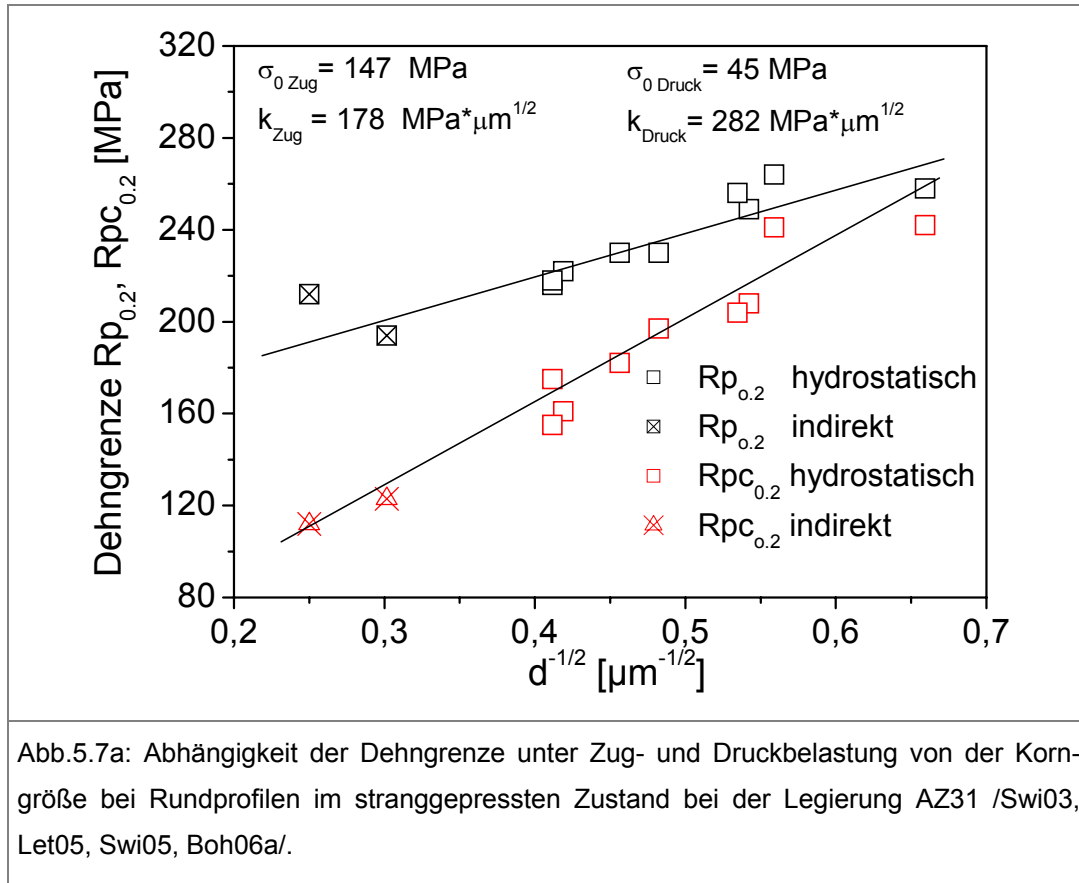
Mit einer weiteren Senkung der Prozesstemperatur auf $T_S=200^\circ\text{C}$ und $T_S=100^\circ\text{C}$ erfolgte eine weitere Verfeinerung der Kornstrukturen bei den Profilen. Sowohl bei der Legierung AZ31 als auch für AZ61 und AZ80 wurden mittlere Korngrößen im Bereich von ca. 2-6 μm erzielt /Swi05a/. Ein derart feines Gefüge konnte man bisher nur z.B. mit Hilfe des ECAE Prozesses oder durch pulvermetallurgisch gefertigter Magnesiumlegierungen in geringen Mengen herstellen /San96, Agn01, Kai02/. Darüber hinaus haben sich die Annahmen bestätigt /Ion82, Gal02/, dass das Erzeugen von extrem feinen rekristallisierten Mikrostrukturen bei stranggepressten Magnesiumprofilen deutlich unter $T_S=200^\circ\text{C}$ möglich ist.

Es ist ebenfalls zu beachten, dass bei variierten Prozessparametern wie Pressverhältnis und Pressgeschwindigkeit, bei konstanter Umformtemperatur eine leichte Kornvergrößerung bei den erzeugten Profilen beobachtet wurde, was mit der erhöhten Materialerwärmung zu erklären ist.

Während der Strangpresseexperimente wurde zusätzlich festgestellt, dass bei den luftgekühlten Profilen eine leicht gröbere Mikrostruktur als bei den wassergekühlten Materialien zu erkennen war. Dieser Sachverhalt ist mit dem Auftreten eines Kornwachstums verbunden, die eine Vergrößerung der Mikrostruktur bewirkt hat /Dzw04, Kai05/. Der zusätzlich vergrößernd wirkende Einfluss der statischen Rekristallisation konnte jedoch mit der Verwendung der Wasserkühlung effektiv minimiert werden.

5.2 Diskussion der mechanischen Eigenschaften

Die Untersuchung der hydrostatisch und indirekt stranggepressten Profile, zeigte dass sich die mechanischen Eigenschaften aufgrund der Gefügeverfeinerung beeinflusst werden. In Abb.5.7a - 5.7c wird die Abhängigkeit der 0.2%-Dehngrenze unter Zug- und Druckbeanspruchung von der Korngröße für die Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 in einer typischer Hall-Petch-Darstellung (siehe Gleichung 2.8) dargestellt /Cah96, Mab00, Boh06a/. Die Werte der Streckgrenze unter Zugbelastung $R_{p0.2}$ und unter Druckbelastung $R_{pc0.2}$ sind für hydrostatisch und indirekt stranggepressten Rundprofilen im nicht-wärmebehandelten Zustand dargestellt /Swi03, Swi05, Boh06a/. Die Werte sowohl im Zug- als auch im Druckversuch wurden in Strangpressrichtung (Längsrichtung) gemessen. Es wird deutlich, dass mit kleiner Korngröße ein Anstieg der Streckgrenze sowohl unter Zugbelastung als auch unter Druckbelastung bei allen Legierungen zu erkennen ist. Dies ist grundsätzlich mit einer Korngrenzenverfestigung zu erklären, wie sie auch bei feinkörnigen, pulvermetallurgisch- oder mit ECAP hergestellten Mg-Legierungen festgestellt wurde /Mab93, Cah96, San96, Kai02/.



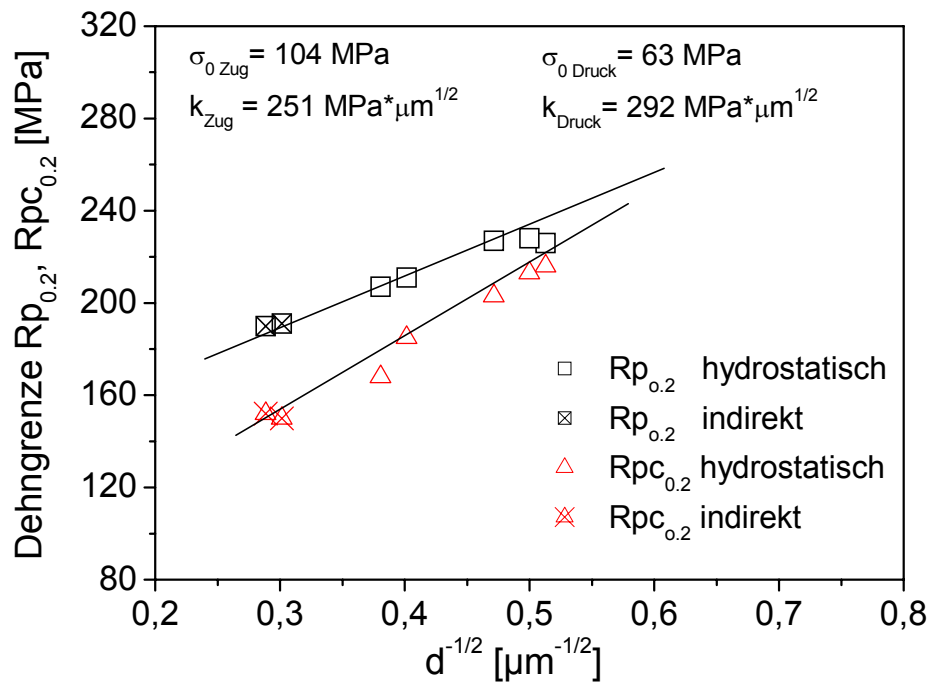


Abb.5.7b: Abhängigkeit der Dehngrenze unter Zug- und Druckbelastung von der Korngröße bei Rundprofilen im stranggepressten Zustand bei der Legierung AZ61 /Swi03, Let05, Swi05, Boh06a/.

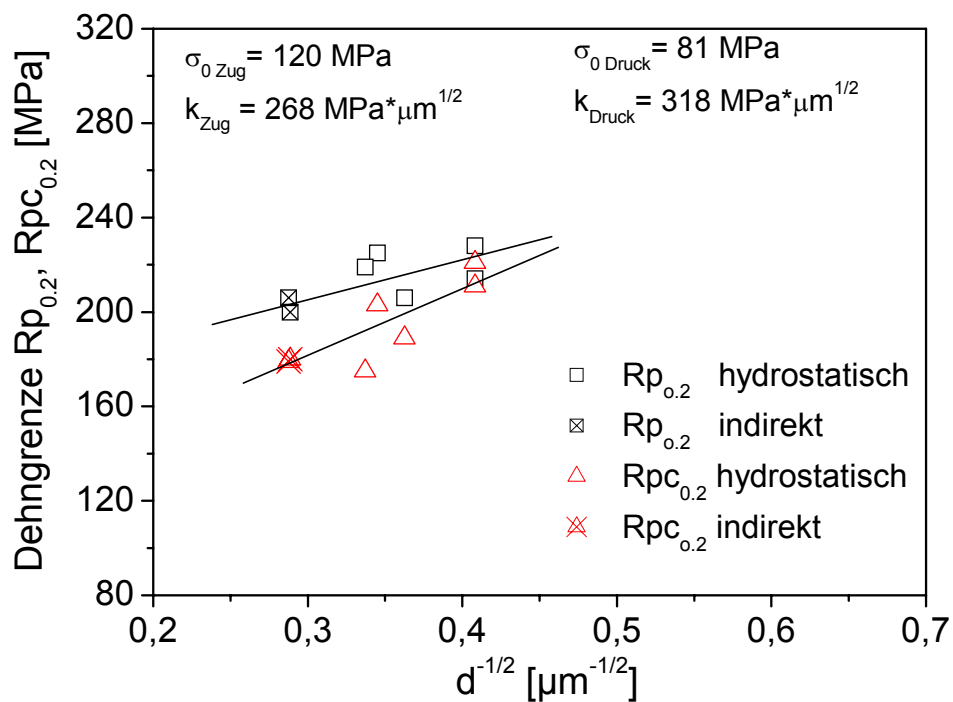
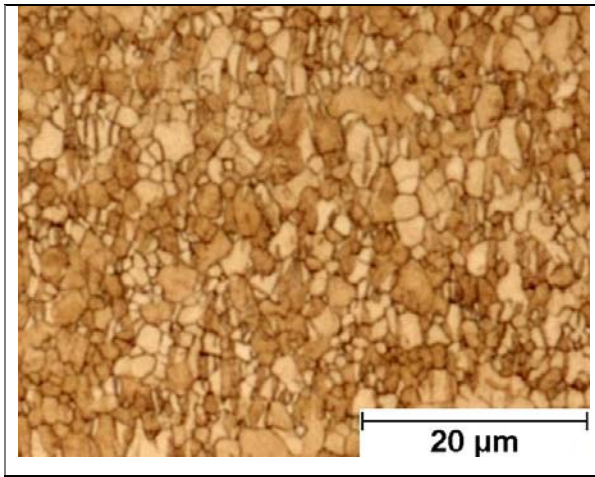
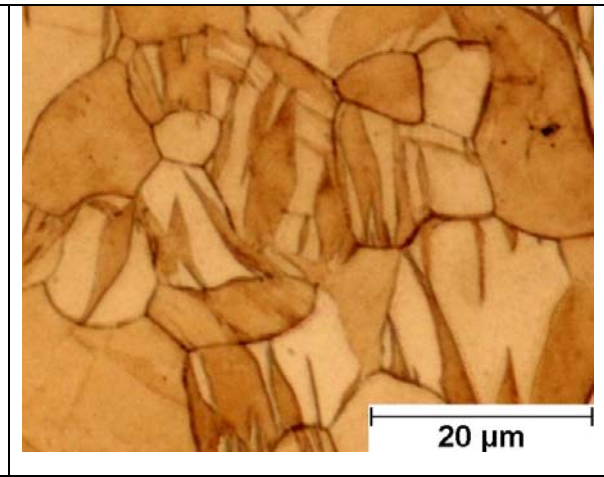
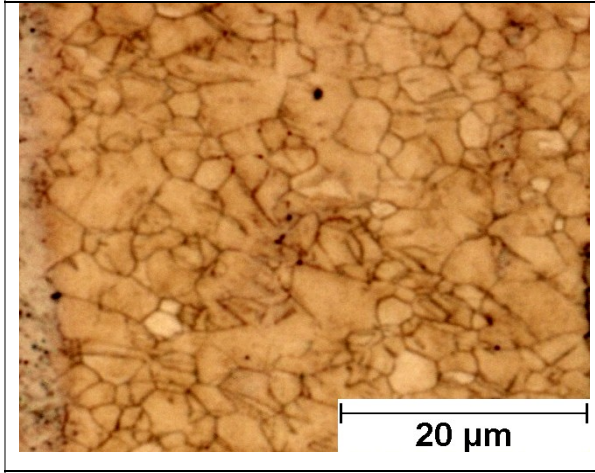
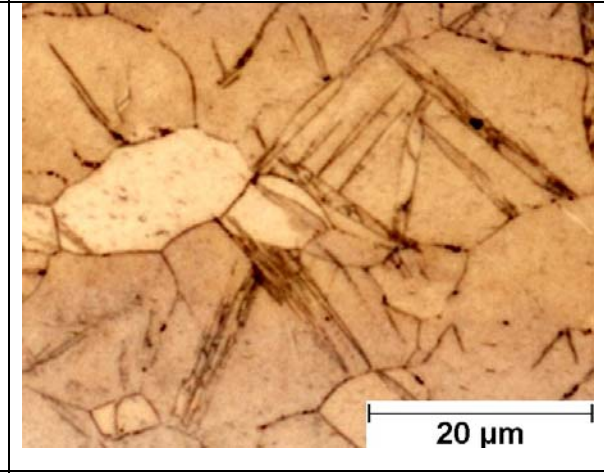
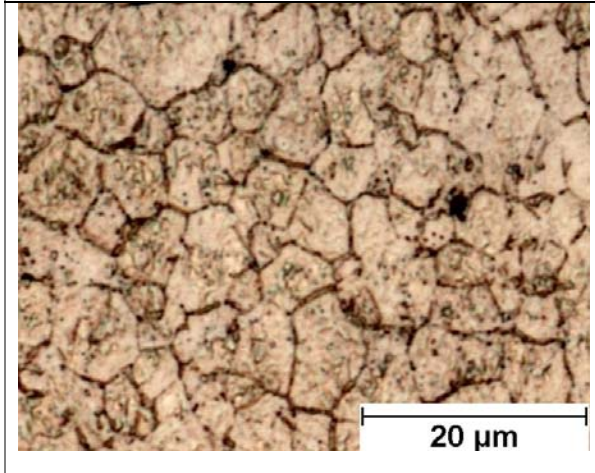
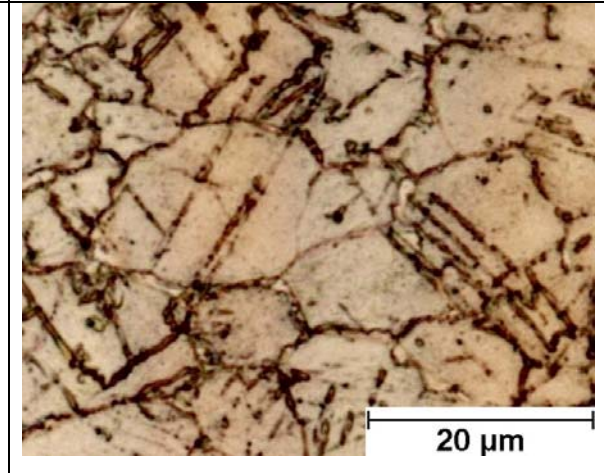


Abb.5.7c: Abhängigkeit der Dehngrenze unter Zug- und Druckbelastung von der Korngröße bei Rundprofilen im stranggepressten Zustand bei der Legierung AZ80 /Swi03, Let05, Swi05, Boh06a/.

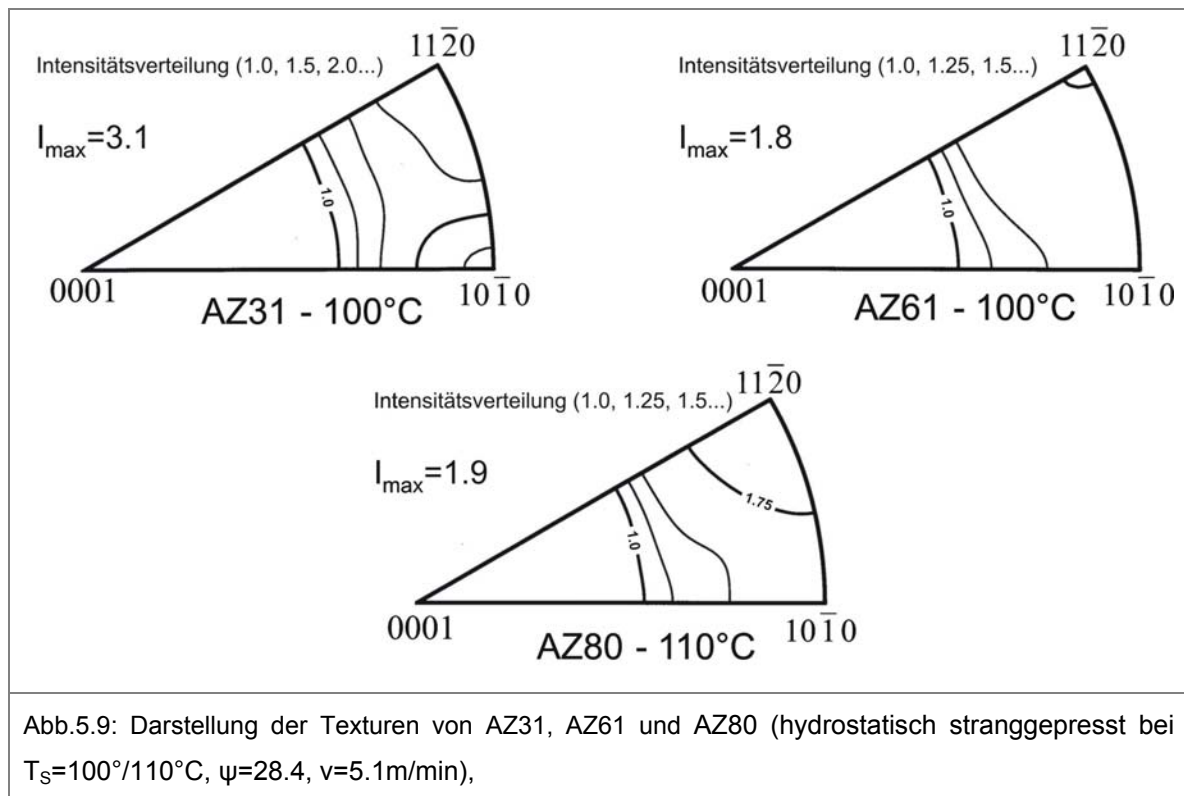
Es ist erkennbar, dass die Steigung k andere Werte für $R_{p0.2}$ als für $R_{pc0.2}$ ergibt und mit höherem Aluminiumgehalt ebenfalls ansteigt. Der unterschiedliche Anstieg der Streckgrenze unter Zug- und Druckbelastung lässt sich mit einer richtungsabhängigen Aktivierung der Zwillingsbildung in stranggepressten texturierten Profilen erklären /Kel68, Bal94, Agn01a, Boh06a/.

Deshalb führen feine Mikrostrukturen, bei den die Zwillingsbildung eingeschränkt ist, zur Minimierung der Zug-Druck-Asymmetrie der mechanischen Eigenschaften. In Abb.5.8a-5.8f sind die Mikrostrukturen der AZ-Legierungen nach den mechanischen Prüfverfahren (Druckversuch) dargestellt. Bei grobkörnigen indirekt gepressten Materialien ist eine verstärkte Ausbildung der Zwillinge im Vergleich zu den feinkörnigen hydrostatisch hergestellten Materialien, wo lediglich verformte Körner vorliegen, zu erkennen.

	
Abb.5.8a: Hydrostatisch stranggepresst ($T_S=100^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$), feinkörniges AZ31 ($2\mu\text{m}$) nach der Druckbelastung. (Druckrichtung $\rightarrow$).	Abb.5.8b: Indirekt stranggepresst ($T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=5.1\text{m/min}$), grobkörniges AZ31 ($16\mu\text{m}$) nach der Druckbelastung. (Druckrichtung $\rightarrow$).
	
Abb.5.8c: Hydrostatisch stranggepresst ($T_S=100^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$), feinkörniges AZ61 ($4\mu\text{m}$) nach der Druckbelastung. (Druckrichtung $\rightarrow$).	Abb.5.8d: Indirekt stranggepresst ($T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=3\text{m/min}$), grobkörniges AZ61 ($12\mu\text{m}$) nach der Druckbelastung. (Druckrichtung $\rightarrow$).
	
Abb.5.8e: Hydrostatisch stranggepresst ($T_S=110^{\circ}\text{C}$, $\psi=28.4$, $v=5.1\text{m/min}$), feinkörniges AZ80 ($6\mu\text{m}$) nach der Druckbelastung. (Druckrichtung $\rightarrow$).	Abb.5.8f: Indirekt stranggepresst ($T_S=300^{\circ}\text{C}$, $\psi=31.2$, $v=3\text{m/min}$), grobkörniges AZ80 ($12\mu\text{m}$) nach der Druckbelastung. (Druckrichtung $\rightarrow$).

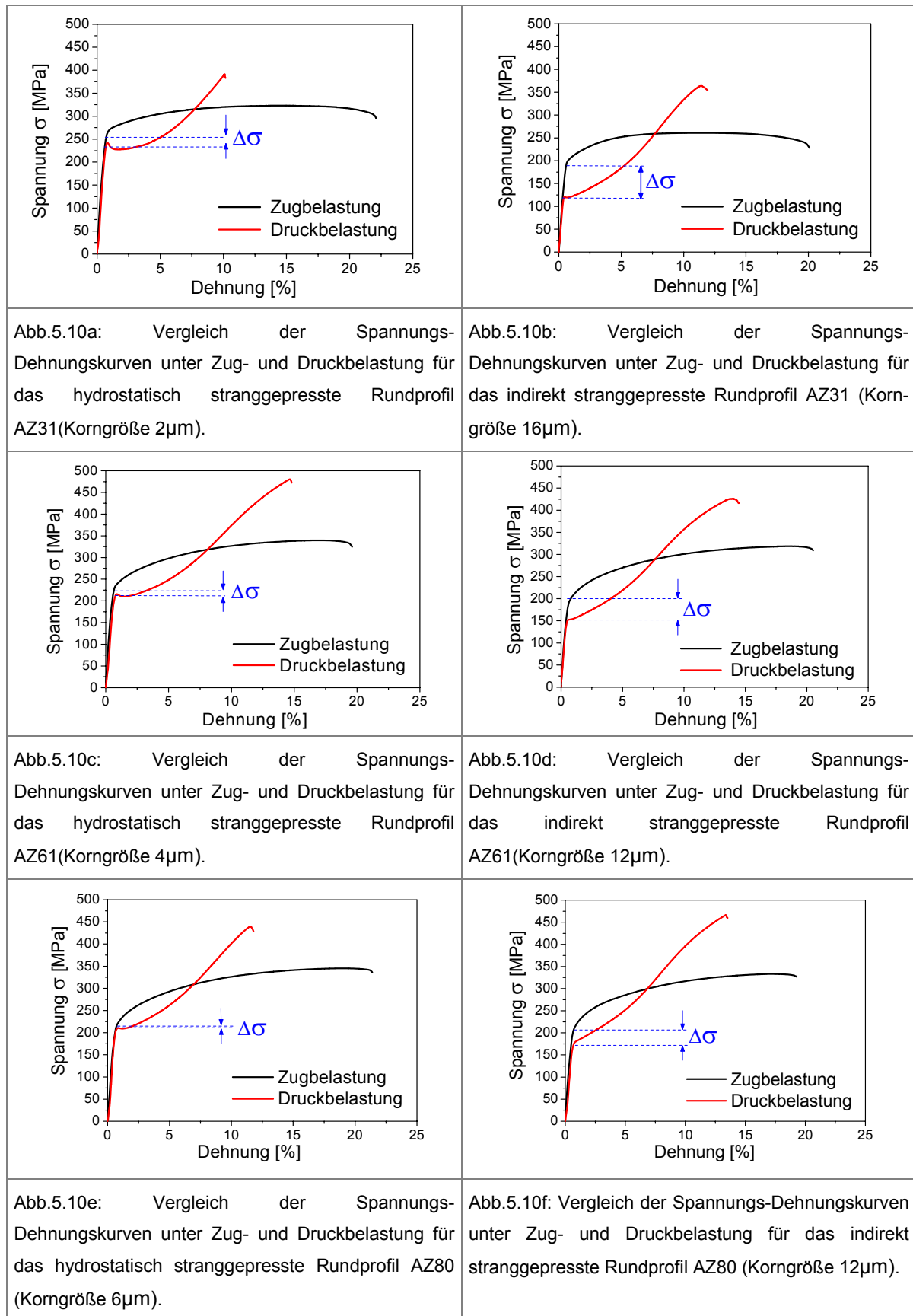
Bei der Analyse der mechanischen Eigenschaften wurde ebenfalls festgestellt, dass die Zug-Druck-Asymmetrie mit steigendem Al-Gehalt generell abnimmt. Dies kann man einerseits mit der Mischkristallverfestigung durch den Aluminiumzusatz erklären, der die Verformungsmechanismen bei AZ-Legierungen beeinflusst /Ono03a, Kle04/. Andererseits wird bei höheren Al-Gehalten ebenfalls der Anteil der $Mg_{17}Al_{12}$ -Ausscheidungen größer, was die Entstehung und das Wachstum der Zwillinge beeinflusst /Gha98/.

Zudem wurde bei den höherlegierten Legierungen AZ61 und AZ80 eine geringere quantitative Ausprägung der Textur /Boh06b/ als bei AZ31 festgestellt (Abb.5.9), was generell zu isotroperen Eigenschaften in stranggepressten Stangen beitragen kann /Bal94/.



In Abb.5.10a - 5.10f sind die Zug- und Druckkurven (bei Raumtemperatur, in einem einaxialem Zug- und Druckversuch ermittelt, die die Abhängigkeit der technischer Spannung von der technischer Dehnung darstellen) von den grobkörnigen und feinkörnigen Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 dargestellt. Außer einer reduzierten Zug-Druck-Asymmetrie (als $\Delta\sigma$ zu erkennen) wird auch ein Anstieg der Zugfestigkeit und Druckfestigkeit bei feinkörnigen Materialien erkennbar. Insbesondere bei dem

AZ31 war die Zugfestigkeit und Druckfestigkeit ca. 10-30% höher als bei den grobkörnigen Materialien. Bei AZ61 und AZ80 betrug dieser Anstieg von ca. 5% bis 20%.



Es ist auch zu bemerken, dass bei den feinkörnigen Materialien eine vergleichbare oder erhöhte Duktilität und Bruchzähigkeit im Vergleich zu den grobkörnigen festgestellt wurde. Dies könnte sich unter anderem damit erklären, dass bei feinkörnigen Magnesiumlegierungen ein begrenztes interkristallines Bruchverhalten nachgewiesen /Moh98/ wurde und ein Übergang in den transkristallinen Bruch /Muk98/.

Die Analyse der wärmebehandelten Profile in Kap.4.7 zeigte, dass die Wärmebehandlung im Fall von AZ31 keinen und bei AZ61 nur einen sehr geringen festigkeitssteigernden Einfluss hat. Der Anteil der Ausscheidungen scheint in diesem Fall nicht ausreichend zu sein, um eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zu erzielen. Bei der Legierung AZ80 wurde dagegen bei feinkörnigem und grobkörnigem Material eine deutliche Erhöhung der Streckgrenze festgestellt. Das grobkörnige Material erreichte annähernd zwar die Dehngrenze und Zugfestigkeit des hydrostatisch gepressten Materials, die Bruchdehnung war jedoch mit bis zu 8% wesentlich niedriger. Es ließ sich zusätzlich feststellen, dass die grobkörnigen, indirekt gepressten Materialien sogar nach der Wärmebehandlung die Eigenschaften des feinkörnigen Materials nicht erreichen können.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die Herstellung von stranggepressten Profilen aus Magnesiumlegierungen ist hinsichtlich der Prozessführung unter Verwendung konventioneller Strangpressverfahren limitiert, da die Prozessführung einerseits in der erreichbaren Strangpressgeschwindigkeit begrenzt ist und andererseits der reduzierten Umformbarkeit des hexagonalen Magnesiums durch erhöhte Temperatur Rechnung getragen werden muss. Die mechanischen Eigenschaften der Magnesiumprofile sind außerdem noch nicht ausreichend und zu inhomogen, um ihre breite Anwendung im Leichtbau zu gewährleisten.

Die in dieser Dissertation durchgeführten Untersuchungen haben gezeigt, dass der hydrostatische Strangpressprozess in Bezug auf die realisierbaren Umformtemperaturen und Prozessgeschwindigkeiten flexibler und somit dem üblicherweise eingesetzten direkten bzw. indirekten Strangpressprozess überlegen ist, was durch Vergleichsexperimente unter Verwendung des indirekten Strangpressprozesses bestätigt wurde. Durch den allseitigen Druck, der während des hydrostatischen Prozesses herrscht, war es erstmalig möglich, die Umformtemperaturen für Magnesiumlegierungen der AZ-Reihe bis auf 100°C abzusenken. Gleichzeitig konnte, durch die sehr geringe Reibung, die während des hydrostatischen Strangpressprozesses herrscht, die Erwärmung während der Strangpressverfahren deutlich reduziert werden. Dies stimmt mit der theoretischen Beschreibung des Strangpressprozesses überein und konnte während der Strangpresseexperimente messtechnisch bestätigt werden. Durch eine Reduktion der Umformtemperaturen bei gleichzeitiger Minimierung der Erwärmung während des hydrostatischen Strangpressens wurde eine Heißrissbildung an der Oberfläche der stranggepressten Profile unterdrückt. Dadurch konnten die Prozessgeschwindigkeiten erhöht werden. Die erzielten Prozessgeschwindigkeiten lagen im Fall der Legierungen AZ61 und AZ80 im Bereich von ca. 10-11m/min und über 50m/min im Fall der Legierung AZ31. Dies ist insbesondere bei den hochlegierten niedrigschmelzenden Legierungen AZ61 und AZ80 von großer Bedeutung, die mit dem hydrostatischen Prozess drei bis vier mal schneller verarbeitet werden konnten als durch konventionelles Strangpressen und somit überhaupt eine wirtschaftliche Relevanz erhielten.

Als wichtigste Erkenntnis aus der Mikrostrukturanalyse an den hydrostatisch stranggepressten Profilen kann angeführt werden, dass mit Hilfe dieses Verfahrens sehr feinkörnige Materialien mit einer durchschnittlichen Korngröße unter $5\mu\text{m}$ bei den verwendeten Legierungen reproduzierbar erzeugt werden konnten. Es ist zu betonen, dass die Herstellung von derart feinen Gefügen auf Basis der Magnesiumlegierungen bisher lediglich mit Hilfe spezieller Umformverfahren oder durch pulvermetallurgische Prozessrouten möglich war, wobei diese Experimente im Labor stattfanden und eine Übertragung in den industriellen Prozess derzeit kaum realisierbar erscheint. Diese Erkenntnis ist umso wichtiger, da bei den Untersuchungen ein grobkörniges Ausgangsmaterial (Korngröße ca. $200\text{--}900\mu\text{m}$) verwendet wurde. Die Erzeugung derart feinkörniger Gefüge konnte auf die sehr niedrige Materialerwärmung und somit die Vermeidung des Kornwachstums während des hydrostatischen Strangpressprozesses im Vergleich zu anderen Strangpressverfahren zurückgeführt werden.

Im Rahmen der Untersuchungen zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation konnte zudem festgestellt werden, dass im Fall der hydrostatisch stranggepressten AZ-Legierungen mit sinkender Korngröße erhöhte Festigkeitswerte, ohne erkennbaren Duktilitätsverlust, resultieren. Die Abhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0.2}$ von der Korngröße für die Legierungen AZ31, AZ61 und AZ80 erfolgte in einer typischen Hall-Petch-Darstellung. Bei den feinkörnigsten Materialien wurde die Streckgrenze $R_{p0.2}$ unter Zugbelastung im Bereich von ca. 250MPa bei allen verwendeten Legierungen erzielt. Die signifikante Kornfeinung trug außer zur Festigkeitssteigerung auch zur Isotropie der mechanischen Eigenschaften bei, so dass die unerwünschte Zug-Druck-Asymmetrie effektiv minimiert werden konnte. Die Abnahme der Zug-Druck-Asymmetrie hängt damit zusammen, dass der Einfluss der Zwillingsbildung, die für dieses asymmetrische Materialverhalten verantwortlich ist, durch eine effektive Kornfeinung reduziert wird. Es ist zu betonen, dass sich aufgrund geeigneter Prozessparameter wie Strangpresstemperatur, -verhältnis und -geschwindigkeit die optimale Korngröße technisch optimal einstellen lässt. Damit ist es möglich, eine Prozess-Gefüge-Eigenschafts-Korrelation für die AZ-Legierungen herzustellen.

Die erzielten Erkenntnisse zum hydrostatischen Strangpressen von Magnesiumknetlegierungen können erheblich zur Etablierung des Magnesiums im Knetbereich beitragen. Es wird zukünftig möglich sein, in vielen Anwendungsbereichen der Leichtbautechnik momentan verwendete Druckgussteile mit höherfesten Knetprodukten zu

ersetzen. Aufgrund der effektiven Kornfeinung und Festigkeitssteigerung durch hydrostatisches Strangpressen lassen sich zudem Profile aus Aluminiumlegierungen durch entsprechende magnesiumbasierte Komponenten substituieren.

Die gewonnenen Erkenntnisse, die auf Basis der oben genannten aluminiumhaltigen Legierungen entstanden, wurden zusätzlich auf andere Legierungsfamilien übertragen. Dabei ließen sich ebenfalls sowohl sehr feine Mikrostrukturen als auch verbesserte mechanische Eigenschaften erzielen. Außerdem konnte die Praxisrelevanz der hergestellten Halbzeuge durch das Einbeziehen der Teilergebnisse in das anwendungsbezogene EU-Projekt „Magnextrusco“ bestätigt werden. Sehr feinkörnige und hochfeste hydrostatisch erzeugte Rundprofile fanden zudem beim Gesenkschmieden Verwendung, was zur Herstellung von qualitativ hochwertigen Schmiedeteilen führte.

7 Literatur

- /Adi71/ J.F. Adie, S. Harper: „Hydrostatisches Strangpressen“, Zeitschrift für Metallkunde 62 (1971), S. 343-350
- /Agn01/ S. R. Agnew, T.M. Lillo: „Assessment of equal channel angular extrusion processing of magnesium alloys, Magnesium Technology 2001, Ed. by J. Hryn, S. 243-248
- /Agn01a/ S.R. Agnew, M.H. Yoo, C.N. Tome: „Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y“, Acta Materialia 49 (2001), S. 4277-4283.
- /Agn02/ S.R. Agnew: „Plastic anisotropy of magnesium Alloy AZ31B Sheet“, Magnesium Technology 2002, edited by H.I. Kaplan, S. 169-174, TMS 2002
- /Ahm65/ A. Ahmadieh, J. Mitchell, J.E. Dorn: „Lithium alloying and dislocation mechanism for prismatic slip in magnesium“, Transaction of the Metallurgical Society of AIME 233 (1965), S. 1130-1138
- /Asm99/ ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys, edited by M.M. Avedesian and H. Baker, ASM International, 1999
- /Atw05/ D. L. Atwell: „Influence of alloying additions on the extrudability of magnesium“, Master Thesis, Deakin University, 2005
- /Avi64/ B. Avitzur: „Analysis of wire drawing and extrusion through conical dies of large cone angle“, Journal of Engineering for Industry (1964), S. 305-316
- /Avi83/ B. Avitzur: „Handbook of Metal-Forming Processes“, A Wiley-Interscience Publikation, 1983
- /Bak01/ P.W. Baker, P.T. McGlade: „Magnesium Direct Chill Casting: A comparison with Aluminium“, TMS 2001 (Ed. J.L. Anjier), S. 855-862
- /Bak03/ A.J. Bakker, W.H. Sillekens, J. Bohlen, K.U. Kainer, G. Barton: „The Magnextrusco Project, process and alloy development for hydrostatic extrusion of magnesium“, Konferenz-Einzelbericht: „International Conference and Exhibition on Magnesium Alloys and Their Applications“, Wolfsburg (2003)
- /Bal90/ C.B. Baliga: „Bulk and surface studies of rapidly solidified Mg-Al alloys“ Dissertation, University of Surrey, 1990
- /Bal94/ E.A. Ball, P.B. Prangnel: „Tensile-Compressive yield asymmetries in high strength wrought alloys“, Scripta Materialia, Band 31, 1994

- /Bar01/ G. Barton: „Modellierung des hydrostatischen Strangpressens mit Hilfe der Finite-Element-Methode für Magnesiumlegierungen“, Diplomarbeit , RWTH Aachen, 2001
- /Bar03/ M.R. Barnett, J.Y. Yao, C. Davies: „Extrusion limits for AZ alloys with Al contents <3%“, Proceedings of Light Metals Technology Conference, 2003
- /Bar04/ M.R. Barnett, Z. Keshavarz, A.G. Beer, D. Atwell: „Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn“, Acta Materialia 52 (2004), S. 5093-5103
- /Bar05/ G. Barton, R. Kopp: „Finite-Element Method of hydrostatic Extrusion of Magnesium“, Einzel-Konferenzbericht ESAFORM 2005 , Cjul-Napoca, Rumänien 2005
- /Bau01/ M. Bauser, G. Sauer, K. Siegert: „Strangpressen“, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2001
- /Bec39/ A. Beck: „Magnesium und seine Legierungen“, Julius Springer Verlag, Berlin, 1939
- /Bec98/ J. Becker, G. Fischer, K. Schemme: „Herstellung und Eigenschaften stranggepresster und geschmiedeter Magnesium Bauteile“, Metall 9 (1998), S. 528-536
- /Bec00/ J. Becker, G. Fischer: „Magnesium-Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale“, edited by K.U. Kainer, Wiley-VCH Verlag, 2000, S. 95-110
- /Bet05/ C.J. Bettles, M.A. Gibson: „Current wrought magnesium alloys: strengths and weaknesses“, JOM May (2005), S. 46-49
- /Boh05/ J. Bohlen, J. Swiostek, W.H. Sillekens, P.J. Vet, D. Letzig, K.U. Kainer: „Process and alloy development for hydrostatic extrusion of magnesium; The European Community Research Projekt Magnextrusco“, Konferenz-Einzelbericht: International Conference TMS 2005, USA
- /Boh05a/ J. Bohlen, J. Swiostek, D. Letzig, K.U. Kainer: „Microstructure and texture development during hydrostatic extrusion of magnesium alloy AZ31“, Scripta Materialia 53 (2005), S. 259-264
- /Boh06/ Persönliche Mitteilung: Dr. Jan Bohlen, GKSS Forschungszentrum
- /Boh06a/ J. Bohlen, P. Dobron, J. Swiostek, D. Letzig, F. Chmelik, P. Lukac, K.U. Kainer: „On the influence of the microstructure on the mechanical properties of magnesium alloys“, Material Science and Engineering A (2006) in press

- /Boh06b/ J. Bohlen, J. Swiostek, H.-G. Brokmeier, D. Letzig, K.U. Kainer: „Low temperature hydrostatic extrusion of magnesium alloys“, Konferenz-Einzelbericht: International Conference TMS 2006, USA
- /Bra03/ K.N. Braszczyńska: „Possibilities of ECAP of Magnesium Alloy“, Konferenz-Einzelbericht: „International conference and exhibition on magnesium alloys and their applications“, Wolfsburg (2003)
- /Bro02/ R.B. Brown: „Magnesium wrought and fabricated products yesterday, today and tomorrow“, Magnesium Technology 2002 Ed. by H.I. Kaplan, TMS2002, S. 155-153
- /Bro04/ Herr Prof. H.G. Brockmeier, Dr. S. Yi, persönliche Mitteilung, GKSS-Forschungszentrum
- /Bru00/ D. Brungs, H. Gers, A. Mertz: „Recent advances in magnesium processing technologies“, Konferenz-Einzelbericht: International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials – Thermec 2000, 2000, S. 1-6
- /Cah96/ R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer: „Materials Science and Technology“ 1996, Kapitel: „Magnesium-Based Alloys“, S. 112-212
- /Clo00/ B. Closset, R. Steins, C. Bonjour, J.-P. Filloux: „Heat treatment and mechanical properties of extruded magnesium alloys“, Magnesium 2000: proceedings of the second Israeli International Conference 2000, S. 143-150
- /Clo05/ B. Closset: „Magnesium: „Present and future opportunities“, Konferenz-Einzelbericht: Ranshofer Leichtmetalltage 2005, Ranshofen 2005, S. 9-13
- /Des86/ N. Deshpande: „The Aluminium-Magnesium-Zinc-System“, Journal of alloy phase diagrams 2 (1986), S.108-130
- /Dob05/ P. Dobron, F. Chmelik, J. Bohlen, D. Letzig: „Acoustic emission analysis of extruded AZ31 with varying grain size“, Kovove Materialy 43 (2005), S. 193-201
- /Doe00/ E. Doege: Vorlesung für „Umformtechnik-Grundlagen“, IFUM, Hannover
- /Dor57/ J. Dornhauf: „Zirkonhaltige Magnesium Legierungen mit Zusätzen von Zink, Cer, Thorium“, Zeitschrift für Metallkunde 48 (1957), S.142-145
- /Dzw04/ J. Dzwonczyk, Dissertation, Universität TU-Hamburg-Harburg, 2004
- /Elk97/ A.H. Elkholy: „Parametric optimization of hydrostatic extrusion“, International Journal of Materials and Product Technology 12 (1997), S. 397-338

- /Eml66/ E. F. Emley: „Principles of magnesium technology“, Pergamon Press, Buch, 1966, S. 585-603
- /Ens00/ J. Enss, T. Everetz, T. Reier, P. Juchmann: „Properties and perspectives of magnesium rolled products“, Magnesium Alloys and Their Applications 2000, München S. 590-595
- /Exn86/ H.E. Exner, H.P. Haugard: „Einführung in die quantitative Gefügeanalyse“, Buch, 1996, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde
- /Ext89/ Anonym: “Extrusion - State of The Industry“, Precision Metal, November 1989
- /Fis03/ G. Fischer: „Stranggepresste und Geschmiedete Magnesiumbauteile – die sichere Lösung für ultraleichte Bauweisen“, Konferenz-Einzelbericht: „IIR – Konferenz : Magnesium im Fahrzeugbau“, Sindelfingen (2003)
- /For00/ A. Forcellese, F. Gabrielli: „Warm Forging of Aluminium Alloys: a new approach for time compression of the forging sequence“, International Journal of Machine Tools & Manufacture 40 (2000), S. 1285-1297
- /Fzs06/ <http://www.fzs.tu-berlin.de/>
- /Gal01/ A.M. Galiyew, R.O. Kaibyshev, G. Gottstein: „Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallisation in magnesium alloy ZK60“, Acta Materialia 49 (2001), S. 1199-1207
- /Gal02/ A.M. Galiyew, R.O. Kaibyshev, G. Gottstein: „Grain refinement of ZK60 magnesium alloys during low temperature deformation“, Magnesium Technology 2002 Ed. by H.I. Kaplan, 2000, S. 181-185
- /Gje86/ H. Gjestland: „Extrusion of Magnesium“ Proceedings of Scandinavian Symposium on Materials Science 4 (1986), S. 197-201
- /Gha98/ M.A. Gharghouri, G.C. Weatherly, J.D. Embury: „The interaction of twins and precipitates in a Mg-7.7 at.% Al alloy“, Phil. Mag. A78 (1998), S. 1137-1148
- /Got98/ G. Gottstein: „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Springer Verlag Berlin, 1998
- /Gra02/ R. Gradinger, P. Stolfig, L. Zeipper: „Anwendung von Magnesium als Blech- und Profilwerkstoff“, 2. LMT 2002, 2. Ranshofener Leichtmetalltage 2002, LKR-Verlag, S. 240-251
- /Gra02a/ J.E. Gray, B. Luan: „Protective coating on magnesium and its alloy – a critical review“, Journal of Alloys and Compounds 336 (2002), S. 88-113
- /Haa94/ P. Haasen: „Physikalische Werkstoffkunde“, Springer-Verlag Berlin, 1996

- /Har47/ C.S. Harris: „Extrusion of Magnesium“, Machinery 5 (1947), S. 143-152,
- /Hau58/ F.E. Hauser, P.R. Landon, J.E. Dorn: „Deformation and fracture of alpha solid solutions of lithium in magnesium“, Transaction of American Society for Metals 50 (1958) S. 856-882
- /Hau83/ G. Häußler, G. Schreiter, J. Schlegel, W. Henning: „Beitrag zum hydrostatischen Strangpressen von Aluminium“, Neue Hütte 28 (1983), S. 426-431
- /Hog77/ R. Hogland: „Hydrostatisches Strangpressen von Profilen und Rohren aus NE-Metallen“, Metall (31) 1977, S. 515-519
- /Hog79/ R. Hogland: „Hydrostatisches Strangpressen von Profilen und Rohren aus NE-Metallen“, Metall 33 (1979), S. 827-829
- /Hog05/ Herr Dr. P. Hoogendam, persönliche Mitteilung, Firma „Hydrex“/Holland
- /Hor71/ N. Hornmark, J. Nilsson: „Hydrostatisches Strangpressen“, ASEA – Zeitschrift 16 (1971), S. 65-70
- /Hor08/ H. Horn: Vorlesung „Werkstoffkunde Teil 5 –Verfestigung und Rekristallisation“, IWS Hamburg
- /Huu99/ L. Hu, Z. Li, E. Wang: „Influence of extrusion ratio and temperature on microstructure and mechanical properties of 2024 aluminum alloy consolidated from nanocrystalline alloy powders via hot hydrostatic extrusion“, Powder Metallurgy 42 (1999), S.153-156
- /Hyd00/ <http://www.hydrononline.com/machines/htu.html>
- /Ino85/ N. Inoue, M Nishihara: „Hydrostatic extrusion – theory and applications“, Elseviers Applied Science Publishers, England, 1985
- /Ion82/ S.E. Ion, F.J. Humphreys, S.H. White: „Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium“, Acta Metall. (1982), S. 1909-1919
- /Jeo02/ H.G. Jeong, D.J. Yoon, E.Z. Kim, H.J. Park, K.H. Na: „The influence by hydrostatic extrusion on the microstructure and extrudability of the IM Processed Hypereutectic AL-Si-X alloys“, Journal of Materials Processing Technology 130-131 (2002), S. 438-443
- /Juc03/ P. Juchmann, S. Wulf: „Anwendungsperspektiven von Magnesiumblech im Automobilleichtbau“, Konferenz-Einzelbericht: „IIR – Konferenz : Magnesium im Fahrzeugbau“, Sindelfingen (2003), S. 1-7

- /Juc04/ P. Juchmann: „Werkstoffgerechte Prozesskette für Ultraleichtbauweise aus Magnesiumfeinblech für die Verkehrstechnik (ULM), Konferenz-Einzelbericht: Drittes WING-Seminar , Jülich, November 2004/Kai94/ R. Kaibyshev, O. Sitdikov: „Dynamic recrystallisation of magnesium at ambient temperature“, Zeitschrift für Metallkunde 85 (1994), S. 738-743
- /Kai02/ R. Kaibyshev, O. Sitdikov: „Ultrafine grain formation during equal channel angular extrusion in an Al-Mg-Sc alloy“, 2002 TMS Annual Meeting Seattle, USA
- /Kai04/ K.U. Kainer: „Magnesium-Knetlegierungen – nationaler und internationaler Stand“, Konferenz-Einzelbericht: Konferenz-Einzelbericht: Drittes WING-Seminar, Jülich, November 2004
- /Kai05/ F. Kaiser, Dissertation, Universität TU-Hamburg-Harburg, 2005
- /Kel68/ E.W. Kelly, W.F. Hosford: „The deformation characteristics of textured magnesium“, Transitions of the Metallurgical Society of AIME 242 (1968), S. 654-661
- /Kie03/ A. Kielbus, L. Cizek, L. Pawlica: „Microstructural changes of AZ91 magnesium alloy after heat treatment“, Konferenz-Einzelbericht: „International Conference and Exhibition on Magnesium Alloys and Their Applications“, Wolfsburg (2003)
- /Kin92/ J. F. King, S. Thistlethwaite: „New corrosion resistant wrought magnesium alloys, „Magnesium Alloys and Their Applications“ Ed. by B.L. Mordike and F. Hehmann, DGM Informationsgesellschaft, 1992, S. 327-334
- /Kit87/ B. Kittelsen: „Wrought magnesium alloys“, Konferenz –Einzelbericht: Magnesium Technology 1987, S. 36-46
- /Kle04/ S. Kleiner, P.J. Uggowitzer: „Mechanical anisotropy of extruded Mg-6%Al-1%Zn alloy“, Materials Science and Engineering 379 (2004), S. 258-263
- /Kre04/ V. Kree, J. Bohlen, D. Letzig, K.U. Kainer, „The metallographical examination of magnesium alloys“, Practical Metallography 5 (2004), S. 233 – 246
- /Kre05/ Herrn V. Kree, persönliche Mitteilung, GKSS-Forschungszentrum 2005
- /Kur06/ K. J. Kurzydowski: „Hydrostatic Extrusion as a method of grain refinement in metallic materials“, Material Science Forum 503-504 (2006), S. 341-348
- /Lah92/ D. Lahaie, J.D. Embury, M.M. Chadwick: „A note on the deformation of fine grained magnesium alloys“, Scripta Metallurgica 27 (1992), S. 139-142

- /Lan84/ K. Lange: „Umformtechnik“, Springer Verlag 1984
- /Las02/ J. F. Lass, F. W. Bach: „Influence of alloys and extrusion parameters on the mechanical properties of magnesium profiles“, Konferenz-Einzelbericht: „Werkstoffwoche“, München (2002)
- /Las03/ T. Laser, Ch. Hartig, R. Bohrmann, J. Bohlen D. Letzig: „Dynamic recrystallisation of Mg-3Al-1Zn“, Konferenz-Einzelbericht: „International conference and exhibition on magnesium alloys and their applications“, Wolfsburg (2003)
- /Las06/ T. Laser, M.R. Nürnberg, A. Janz, Ch. Hartig, D. Letzig, R. Schmid-Fetzer and R. Bormann: „The influence of manganese on the microstructure and mechanical properties of AZ31 gravity die cast alloys“, Acta Materialia 54 (2006), S. 3033-3041
- /Las03a/ J. F. Lass, A. Metz, M. Wappelhorst, E. Hombergemeier: „InMak – Innovative Magnesium Combined Structures for Car Bodies“, Konferenz-Einzelbericht: „International Conference and Exhibition on Magnesium Alloys and Their Applications“, Wolfsburg (2003)
- /Lau81/ K. Laue, H. Stenger: „Extrusion“, American Society for Metals, 1981, S. 152-155
- /Lee00/ Y. C. Lee, A K. Dahle, D.H. StJohn: „Grain refinement of magnesium“, Magnesium Technology 2000, Edited by H.I. Kaplan, J. Hryn, and B. Clow, The Minerals, Metals & Materials Society, 2000
- /Leo00/ J. Leopold, U. Semmler, H.U. Menzel: „Hydrostatisches Strangpressen und Ziehen von Dickwandigen Kupferrohren“, „Leichtbau durch Umformtechnik“, Sächsische Fachtagung Umformtechnik, Oktober 2000
- /Let05/ D. Letzig, J. Swiostek, J. Bohlen, C. Blawert, K.U. Kainer: „Wrought magnesium alloys for structural applications“, Materials Processing and Performance (MP3) 4 (2005), Vol. 4, Khor, Hanada, Sano, Matsumuro, Inst. Of East Asia, S.231-233
- /Let06/ D. Letzig, J. Swiostek, J. Bohlen, P. Beaven: „Extrusion of magnesium alloys“, "Magnesium Technology in the Global Age", 1-4 October 2006, Montreal, Canada, submitted for publication
- /Lew05/ M. Lewandowska, K.J. Kurzydowski: „Thermal stability of a nanostructured aluminium alloy“ Material Characterisation 55 (2005), S. 395-401
- /Lin04/ W. Lingyun, H. Guangjie, f. Yonge, H. Guangsheng, P. Fuscheng, L. Zhenghong: „Study on the hot deformation kinetics of magnesium alloys AZ31“, Research, Development and Applications of Magnesium Alloys in Chongqing 2004, Ed. by Chongqing Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing 2004, S. 49-52

- /Lkr00/ www.lkr.at
- /Mab93/ M. Mabuchi , K. Kubota, K. Higashi: „Superplasticity in an AZ91 alloy extrusion processed from machined chips”, Journal of Materials Science Letters 12 (1993), S. 1831-183
- /Mab00/ M. Mabuchi, Y. Yamada, K. Shimojima: „The grain size dependence of strength in the extruded AZ91 Mg alloy”, Konferenz-Einzelbericht: „Magnesium Alloys and Their Applications”, München (2000)
- /Mac03/ L.W.F Mackenzie, F.J. Humphreys, G.W . Lorimer, K. Savage, T. Wilks: „Recrystallisation behavior of four magnesium alloys”, Konferenz-Einzelbericht: „International Conference and Exhibition on Magnesium Alloys and Their Applications”, Wolfsburg (2003)
- /Mag00/ Magnesium Taschenbuch, Ed. by C. Kammer, Aluminium-Verlag Dues-seldorf, 2000
- /Mag02/ <http://magnextrusco.rtdproject.net/>
- /Mag06/ „MagFORGE“: EU-Projekt
- /Mel00/ Firma “Magnesium Elektron” MEL, Internetseite www.magnesium-elektron.com
- /Mer02/ A. Mertz, P. Baumart, P. Cordini, E. Hombergsmeier, H. Lanzerath, J. Lass: „InMak: Magnesium Structures in the Car Body “,Konferenz-Einzelbericht: „Werkstoffwoche ”, München (2002)
- /Mis28/ R. v. Mises: Z. angew. Math. Mech. 8 (1928), S.128
- /Moe04/ Dr. W. Möhler, Dr. U. Menzel, persönliche Mitteilung, Firma CEP, Frei-berg 2004
- /Moh98/ T. Mohri, M. Mabuchi, N. Sito, M. Nakamura: „Microstructure and Me-chanical Properties of a Mg-4Y-3RE Alloy Processed by Thermo-Mechanical Treatment”, Material Science and Engineering A257 (1998), S. 287-294
- /Mue02/ K.B. Müller: “Direct und Indirect Extrusion of AZ31”, Magnesium Tech-nology 2002, edited by H.I. Kaplan, S. 187-192, TMS 2002
- /Mue03/ K. Müller: “Grundlagen des Strangpressens”, Expert-Verlag 2003
- /Muk98/ T. Mukai, T. Mohri, M. Mabuchi, M. Nakamura, K. Ishikawa, K. Higashi: „Experimental study of a structural magnesium alloy with high absorpti-on energy under dynamic loading”, Scripta Materialia 39 (1998), S. 1249-1253

- /Mur03/ T. Murai, S. Matsuoka, S. Miyamoto, Y. Oki: „Effects of Extrusion Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of AZ31B Magnesium alloy”, *Journal of Materials Processing Technology* 141 (2003), S. 207-212
- /Mys02/ M.M. Myshlyaev, H.J. McQueen, A. Mwembela, E.V. Konopleva: „Twinning, Dynamic Recovery and Recrystallisation in Hot Worked Mg-Al-Zn alloy”, *Materials Science and Engineering A337* (2002,) S.121-133
- /Nag82/ N. Nagai, T. Kakuma, T. Matsushita, M. Kimpara: „Application of hydrostatic extrusion to fabrication of zircaloy tubing“, *Zirconium in the Nuclear Industry: Fifth Conference, American Society for Tasting and Materials*, 1982, S. 63-74
- /Oba73/ T. Obara, H. Yoshinga, S. Morozumi: „Slip system in magnesium”, *Acta Metallurgica* 21 (1973), S. 845-853
- /Ono03/ N. Ono, R. Nowak, S. Miura: „Effect of deformation temperature on Hall-Petch relationship registered for polycrystalline magnesium”, *Materials Letters* 58 (2003), S.39-43
- /Ono03a/ N. Ono, K. Nakamura, S. Miura: „Influence of grain boundaries on plastic deformation in pure Mg and AZ31 alloy polycrystals”, *Materials Science Forum* 419-422 (2003), S. 195-200
- /Ott00/ www.otto-fuchs.com
- /Pac82/ W. Pachla, L. Styczynski, S. Porowski, S. Wojciechowski: „Recovery and recrystallisation of polycrystalline copper during hydrostatic extrusion”, *Metal Science* 16 (1982), S. 519-525
- /Pac84/ W. Pachla, L. Styczynski: „Structure and strength of polycrystalline copper during hydrostatic extrusion with reduction up to R=100”, *Metal Science* 18 (1984), S. 22-26
- /Pen04/ J. Peng, D. Zhang, P. Ding, F. Pan, X. Yu: „Dynamic Analysis on Thermal Deformed AZ61B Magnesium Alloy”, *Research, Development and Applications of Magnesium Alloys in Chongqing 2004*, Ed. by Chongqing Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing 2004, S. 45-48
- /Pet53/ N.J. Petch: “The cleavage strength of polycrystals”, *Journal of the iron and steel institute* (1953), S. 25-28
- /Pol94/ I.J. Polmear: „Magnesium alloys and applications“, *Material Science and Technology* 10 (1994), S. 1-16
- /Pra02/ F. Pravdic, D. Leitmeier, C. Wögener, A. Sigmund, P. Wohlmuth: „Technologische Herausforderung: Mg-Strangguss“, *2. LMT 2002*, S. 150-159

- /Pra04/ Frau Dr. F. Pravdic, LKR-Leichtmetallkompetenzzentrum, Ranshofen, Österreich
- /Pug70/ H.L.D. Pugh: „Mechanical behaviour of materials under pressure“, Elsevier Publishing Company Ltd., London 1970
- /Ros06/ A. Roßberg: „Halbzeuge und Walzstrategien zur Herstellung tiefziehfähiger Magnesiumbleche“, Dissertation, Universität Hannover, 2006
- /San96/ C. Sanchez, G. Nussbaum, P. Azavant, H. Octor: „Elevated temperature behaviour of rapidly solidified magnesium alloys containing rare earths“, Materials Science and Engineering A221 (1996), S. 48-57
- /Sau49/ F. Sauerwald: „Über die Beeinflussung der Erstarrungskristallisation von Magnesiumlegierungen durch Zirkonium und einige Eigenschaften von gegossenen Magnesium-Legierungen mit Zirkonium“, Zeitschrift für Metallkunde 40 (1949), S.41-46
- /Sau54/ F. Sauerwald: „Der Stand der Entwicklung der zwei- und Vielstofflegierungen auf Basis Magnesium-Zirkon und Magnesium-Thorium-Zirkon“, Zeitschrift für Metallkunde 45 (1954), S. 257-269
- /Sav00/ K. Savage, J.F. King, A. van Kooij: „Hydrostatic Extrusion of Magnesium“, Magnesium Alloys and their applications, S. 609-614, Wiley-VCH Verlag, 2000
- /Sch91/ K. Schemme: „Stand der Entwicklung und Aussichtung von Magnesium-Lithium Superleichtlegierungen“, Metall 45 (1991), S. 568-572
- /Sch04/ S. Schumann: „Future Use of Magnesium in Cars – Potential and Pre-requisite“, Konferenz-Einzelbericht: „12th Magnesium Automotive and End User Seminar“, Aalen (2004), S.1-10
- /Sei77/ M. Seido, S. Mitsugi: „Warm hydrostatic extrusion of high strength aluminum alloys“, Konferenz-Einzelbericht: „International Aluminum Extrusion Technology Seminar“, 1977
- /She99/ T. Sheppard: „Extrusion of aluminium alloys“, Kluwer Academic Publishers 1999
- /Sil03/ W.H. Sillekens, J.A.F.M. Schade van Westrum, A.J. den Bakker, P.-J. Vet: „Hydrostatic extrusion of magnesium: process mechanics and performance“, Materials Science Forum 426-432 (2003), S. 629-636
- /Spi89/ T. Spittel; M. Spittel: „Mathematische Modellierung verfahrenstunabhängiger Kenngrößen der Umformtechnik“, Neue Hütte 1 (1989), S. 23-29

- /Sta01/ A. Stalman, W. Sebastian, K. Dröder, S. Schumann: „Properties and processing of magnesium wrought products for automotive applications“, Advanced Engineering Materials 3 (2001), S. 969-974
- /Ste73/ H. Stenger: „Die maximale Strangpressgeschwindigkeit beim Strangpressen“, Drahtwelt 59 (1973) , S. 235-240
- /Ste04/ R. Steins, A. Birkenstock, K.H. Lindner: „Runden beim Strangpressen – ein innovatives verfahren zur Darstellung gekrümmter Magnesiumprofile – eine Darstellung im Kontext des Magnesium Marktes“, 3. Ranshofer Leichtmetalltage 2004, LKR Verlag, Ranshofen 2004
- /Stü68/ H.P. Stüwe: „Einige Abschätzungen zum Strangpressen“, Metall 12 (1968), S. 1197-1200
- /Sty82/ L. Styczynski, W. Pachla, S. Wojciechowski: „Thermal-softening processes in polycrystalline aluminium during hydrostatic extrusion“, Metal Science 16 (1982), S. 525-528
- /Swi03/ J. Swiostek, J. Bohlen, D.Letzig, K.U. Kainer: „Comparison of Microstructure and mechanical properties of indirect and hydrostatic extruded magnesium alloys“, Konferenz-Einzelbericht: „International Conference and Exhibition on Magnesium Alloys and Their Applications“, Wolfsburg (2003)
- /Swi04/ J.Swiostek, J. Göken, D. Letzig, K.U. Kainer: „On die forging of magnesium alloys“, Konferenz-Einzelbericht: 38th ICFG Plenary Meeting, Istanbul/Türkei 2004
- /Swi04a/ J. Swiostek, J.Bohlen, D. Letzig, K.U. Kainer: „Hydrostatic and indirect extrusion of AZ- Magnesium alloys“, Mater. Sci. Forum 488-489 (2005), S. 491-494
- /Swi05/ J. Swiostek, D. Letzig, C. Blawert, K.U. Kainer: „Die forging of magnesium wrought alloys ZK- and AZ-series“, Konferenz-Einzelbericht: 38th ICFG Plenary Meeting, 14 - 16 September 2005, Chester, UK
- /Swi05a/ J.Swiostek, D. Letzig, C. Blawert, K.U. Kainer: „Hydrostatic extrusion of magnesium alloys at 100°C and its influence on grain refinement and mechanical properties“, Konferenz-Einzelbericht The First Russian International Conference and Exhibition of Magnesium –Broad Horizons, 29. November - 01.Dezember, 2005 Moskau, Russland
- /Swi06/ J. Swiostek, J. Göken, D. Letzig and K.U. Kainer: „Hydrostatic extrusion of commercial magnesium alloys at 100°C and its influence on grain refinement and mechanical properties“, Materials Science and Engineering A 424 (2006), S. 223-229

- /Ten80/ E. Tenckhoff: „Verformungsmechanismen, Textur und Anisotropie in Zirkonium und Zircaloy“, Materialkundlich-Technische Reihe 5, Gebrüder Bornträger Berlin, Stuttgart 1980
- /Uni00/ <http://www.unipress.waw.pl/>
- /Vie04/ B. Viehweger: „MIA - Magnesium im Automobilbau“, Konferenz-Einzelbericht: Drittes WING-Seminar , Jülich, November 2004
- /Vir04/ Experimente im Rahmen des Projektes „Virtuelles Institut“, GKSS-Forschungszentrum 2004
- /Wap04/ M. Wappelhorst, N. Zeumer, H. Gers: „Bodywork structures using extrusions and cast of magnesium“ , Konferenz-Einzelbericht: “12th Magnesium Automotive and End User Seminar”, Aalen (2004), S.1-10
- /Won67/ B.C. Wonsiewicz, W.A. Backofen: “Plasticity of magnesium crystals“, Transactions of the Metallurgical Society of AIME 239 (1967), S. 1422-1431
- /Wue72/ A. Wuerscher, W. B. Rice: „An experimental investigation of lubrication in hydrostatic extrusion using wax as a model material“, Journal of Engineering for Industry 1972, S. 913-919
- /Xio03/ F. Xiong, C.H.J. Davies: „Anisotropy of tensile properties of extruded magnesium alloy AZ31, Material Science Forum 426-432 (2003), S. 3605-3610
- /Zob67/ V.V. Zobolov, G.I. Zverev: „Presovanie Metallov – das Strangpressen von Metalle“, Moskau (1959), übersetzt von Kurt Laue (1967)

8 Anhang

Anhang 1

Wie auch bei anderen Werkstoffen wird Magnesium erst durch eine gezielte Legierungsentwicklung, also durch den eigenschaftsbeeinflussenden Zusatz von Legierungselementen, interessant. Die amerikanische Norm ASTM (B275) umfasst weltweit vorkommende Mg-Legierungssysteme /Mag00, Asm99/. Hierbei werden die einzelnen Hauptlegierungselemente lediglich durch Großbuchstaben gekennzeichnet.

Kennbuchstabe	Elementsymbol	Kennbuchstabe	Elementsymbol
A	Aluminium	N	Nickel
B	Wismut	P	Blei
C	Kupfer	Q	Silber
D	Cadmium	R	Chrom
E	Seltene Erden*	S	Si
F	Eisen	T	Sn
H	Thorium	W	Yttrium
K	Zirkonium	Y	Antimon
L	Lithium	Z	Zink
M	Mangan		
* - hierzu gehören (of als Mischung „Cer-Mischmetall“): Cer, Lanthan, Neodym, Praseodym			

Tab.9.1: Bezeichnung der Legierungselemente nach ASTM B275 /Mag00/

Mit den nachfolgenden Zahlen wird angegeben, welche mittleren Elementgehalte vorliegen. Null steht für Gehalte unter 1%, die aber dennoch eigenschaftsbeeinflussend wirken (z. B. in Knetlegierung ZK30). Nachgestellt können Buchstaben folgen, die den Zustand der Legierungen kennzeichnen. In unteren Tab. 10-2 befinden sich außerdem die meist verwendeten Bezeichnungen für stranggepresste, gewalzte und geschmiedete Produkte nach ASTM Norm B269-67 /ASM99/. Oft kommt auch dazu die Bezeichnung HP (eng. „high purity“), die für hochreine Legierungen bestimmt ist /ASM99/.

F		Herstellungszustand
O		wärmebehandelt und rekristallisiert (nur Knetlegierungen)
H		kaltverformt
	H1	nur kaltverformt
	H2	kaltverformt und teilweise gegläht
	H3	kaltverformt und stabilisiert
T		Wärmebehandlung, um andere, stabile Zustände herzustellen als unter F, O oder H aufgeführt sind
	T1	abgekühlt und natürlich gealtert
	T2	geglüht (nur Gusslegierungen)
	T3	lösungsgeglüht und kaltverformt
	T4	lösungsgeglüht
	T5	abgekühlt und künstlich gealtert
	T6	lösungsgeglüht und künstlich gealtert
	T7	lösungsgeglüht und stabilisiert
	T8	lösungsgeglüht, kaltverformt und künstlich gealtert
	T9	lösungsgeglüht, künstlich gealtert und kaltverformt
	T10	abgekühlt, künstlich gealtert und kaltverformt

Tab.9.2: Zustandsbezeichnung und Wärmebehandlungen von Mg-Legierungen gemäß ASTM B269-67.

Anhang 2

Geometrische Funktion $f(\alpha)$ nach Literaturangaben und ihr Wert für verschiedene α -Werte /Avi83/:

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left[1 - \cos \alpha \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{2\sqrt{33}} \ln \frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12} \cos \alpha + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha}}} \right]$$

α (deg)	$f(\alpha)$	$\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha}$ $-\cot \alpha$	α (deg)	$f(\alpha)$	$\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha}$ $-\cot \alpha$	α (deg)	$f(\alpha)$	$\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha}$ $-\cot \alpha$
0	1.00000	0.000000	31	1.00672	0.37539	61	1.03603	0.83746
1	1.00001	0.011636	32	1.00721	0.38854	62	1.03784	0.85632
2	1.00003	0.023275	33	1.00772	0.40180	63	1.03974	0.87549
3	1.00006	0.034920	34	1.00825	0.41516	64	1.04174	0.89500
4	1.00010	0.046573	35	1.00881	0.42864	65	1.04384	0.91484
5	1.00016	0.058237	36	1.00939	0.44224	66	1.04605	0.93503
6	1.00023	0.069915	37	1.01000	0.45596	67	1.04838	0.95559
7	1.00031	0.081611	38	1.01063	0.46981	68	1.05082	0.97653
8	1.00041	0.093327	39	1.01129	0.48380	69	1.05340	0.99787
9	1.00052	0.10507	40	1.01198	0.49792	70	1.05613	1.01961
10	1.00064	0.11683	41	1.01270	0.51218	71	1.05900	1.04178
11	1.00078	0.12862	42	1.01345	0.52660	72	1.06204	1.06438
12	1.00093	0.14045	43	1.01423	0.54117	73	1.06526	1.08745
13	1.00109	0.15231	44	1.01505	0.55590	74	1.06867	1.11099
14	1.00127	0.16421	45	1.01590	0.57080	75	1.07228	1.13503
15	1.00146	0.17614	46	1.01679	0.58587	76	1.07611	1.15958
16	1.00167	0.18813	47	1.01772	0.60111	77	1.08018	1.18467
17	1.00189	0.20016	48	1.01869	0.61655	78	1.08451	1.21031
18	1.00212	0.21223	49	1.01970	0.63217	79	1.08912	1.23653
19	1.00237	0.22437	50	1.02075	0.64800	80	1.09404	1.26335
20	1.00264	0.23656	51	1.02185	0.66403	81	1.09928	1.29080
21	1.00292	0.24881	52	1.02300	0.68027	82	1.10488	1.31890
22	1.00322	0.26112	53	1.02420	0.69674	83	1.11087	1.34768
23	1.00354	0.27350	54	1.02546	0.71344	84	1.11727	1.37717
24	1.00387	0.28595	55	1.02677	0.73037	85	1.12413	1.40740
25	1.00422	0.29848	56	1.02814	0.74755	86	1.13148	1.43840
26	1.00459	0.31108	57	1.02958	0.76498	87	1.13935	1.47020
27	1.00498	0.32377	58	1.03108	0.78268	88	1.14780	1.50284
28	1.00538	0.33653	59	1.03265	0.80066	89	1.15687	1.53636
29	1.00581	0.34939	60	1.03430	0.81891	90	1.16660	1.57080
30	1.00625	0.36234						

Tab.9.3: Geometrische Funktion $f(\alpha)$ und ihr Wert für verschiedene α -Werte /Avi 83/.

Anhang 3

Darstellung von Gefügen und mechanischen Eigenschaften von indirekt stranggepressten L- und Rechteckprofilen.

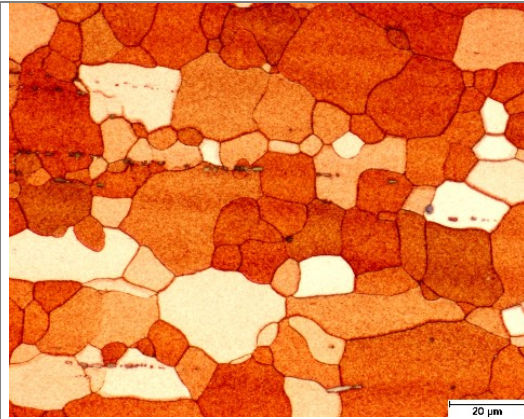


Abb.9.3: Legierung AZ31, L-Profil 20x6mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=34.7$, $v=8\text{m/min}$, mittlere Korngröße $13\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

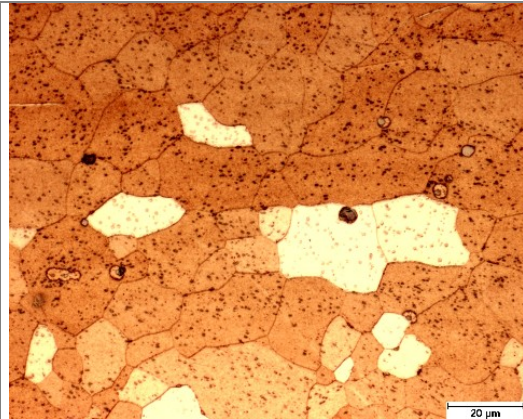


Abb.9.4: Legierung AZ31, Rechteckprofil 36x9mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=21.9$, $v=1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $15\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

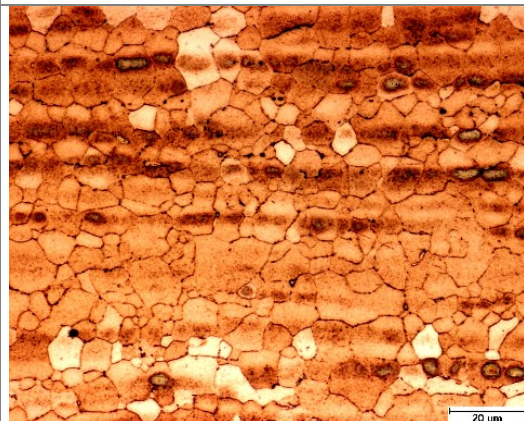


Abb.9.4: Legierung AZ61, L-Profil 20x6mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=34.7$, $v=4\text{m/min}$, mittlere Korngröße $8\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

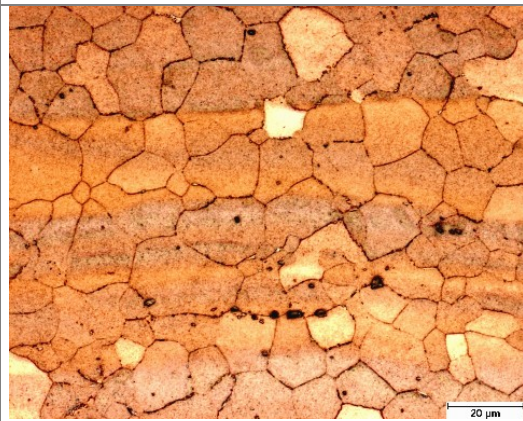


Abb.9.5: Legierung AZ61, Rechteckprofil 36x9mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=21.9$, $v=1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $13\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

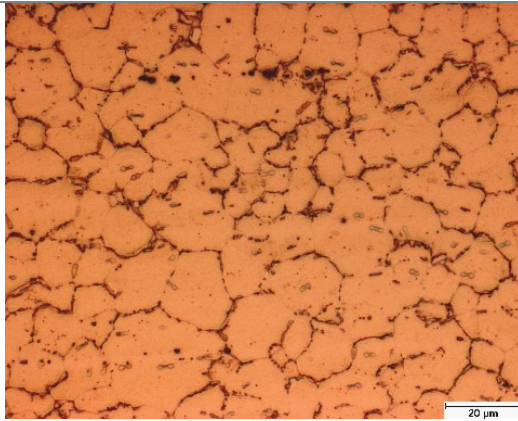


Abb.9.6: Legierung AZ61, L-Profil 20x6mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=34.7$, $v=2\text{m/min}$, mittlere Korngröße $11\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

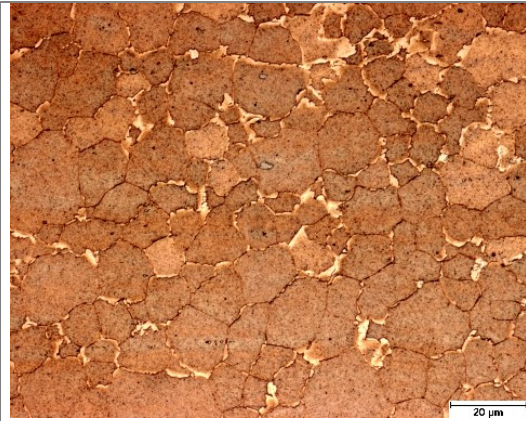


Abb.9.7: Legierung AZ61, Recheckprofil 36x9mm, $T_S=300^\circ\text{C}$, $\psi=21.9$, $v=1\text{m/min}$, mittlere Korngröße $11\mu\text{m}$ (Strangpressrichtung $\rightarrow$).

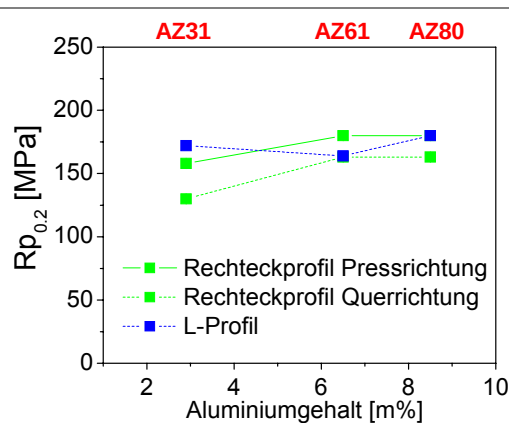


Abb.9.8: Darstellung der Streckgrenze (Zugbelastung) bei Rechteck- und L-Profilen.

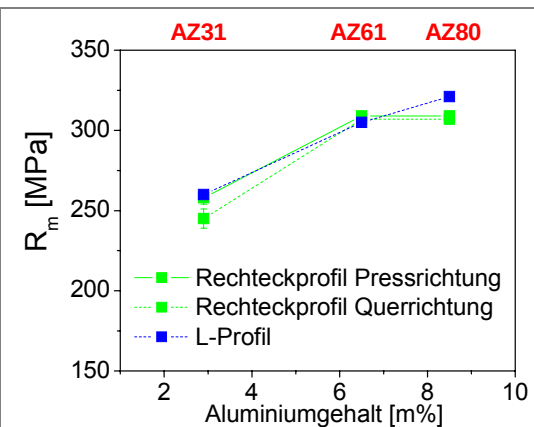


Abb.9.9: Darstellung der Zugfestigkeit bei varierten bei Rechteck- und L-Profilen.

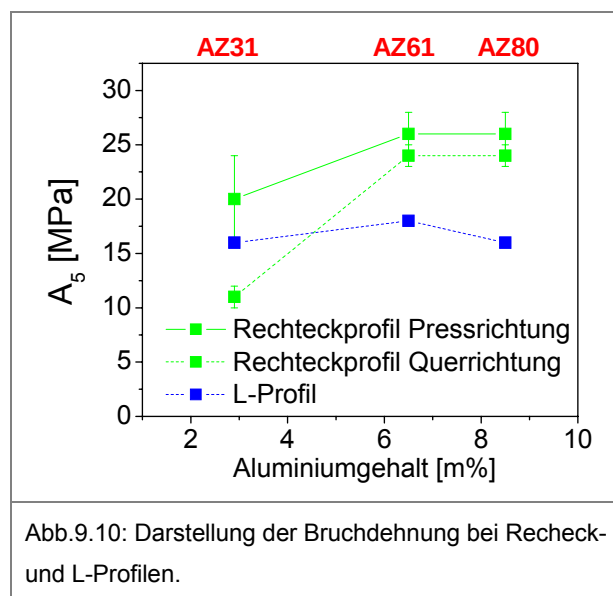


Abb.9.10: Darstellung der Bruchdehnung bei Rechteck- und L-Profilen.