

Einfluss der thermomechanischen Behandlung auf die Mikrostruktur und Textur von Magnesiumflachhalbzeugen

vorgelegt von

M.Sc.

Maria Johanna Nienaber

von der Fakultät III – Prozesswissenschaften
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktorin der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Dietmar Auhl
Gutachter:	PD Dr.-Ing. Sören Müller
Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. Karl Ulrich Kainer

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 15.12.2022

Berlin 2023

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorandin am Helmholtz-Zentrum Geesthacht, in der Abteilung Magnesium-Knetlegierungen. An dieser Stelle danke ich allen, die mich dabei unterstützt und zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Insbesondere danke ich meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Karl Ulrich Kainer für die Möglichkeit und Unterstützung zur Erstellung dieser Dissertation. Herrn PD Dr. Sören Müller möchte ich herzlich für die Übernahme eines Gutachtens und das Interesse an dieser Arbeit danken. Ferner bedanke ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Dietmar Auhl für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss.

Meinem Chef Dr. Dietmar Letzig, der mich vor mehr als zehn Jahren als Hiwi eingestellt und dadurch mein Interesse für die Materialwissenschaften geweckt hat, gilt mein besonderer Dank für seine Förderung, Ermutigung und Beratung in allen Lagen.

Zudem danke ich Dr. Jan Bohlen und Dr. Gerrit Kurz, die mich immer unterstützt, beraten und unermüdlich motiviert haben und auch noch Zeit und Lust an der Korrektur dieser Arbeit hatten.

Ich möchte mich bei Dr. Sangbong Yi und Dr. Jose Victoria-Hernandez für ihre wissenschaftliche Unterstützung und inspirierenden Diskussionen bedanken.

Allen Kollegen Jonas Isakovic, Danai Giannopoulou, Merle Braatz, Dr. Changwan Ha, Dr. Guadalupe Cano, Dr. Xun Zeng, Dr. Sangkyu Woo danke ich für ein freundliches Umfeld und die Unterstützung. Ein besonderer Dank geht an meine Zimmerkollegin Dr. Sumi Jo für motivierende und nicht wissenschaftliche Gespräche, hauptsächlich über gutes Essen. Zudem danke ich Vicky Kurz für ihre Hilfe und die vielen unterhaltsamen Stunden in der Metallographie.

Frau Petra Fischer, Herrn Gert Wiese und Frau Yu Kyung Shin danke ich für ihre Hilfestellungen bei allen metallographischen Belangen. Ich möchte mich bei Herrn Günter Meister für die vielen Gießversuche sowie bei Herrn Alexander Reichert und Herrn Stefan Koch für die technische Unterstützung bedanken.

Ein großer Dank geht an meine Freundinnen, die mich vor allem moralisch unterstützt haben.

Ein ganz besonderer Dank geht an meinen Vater, meine Mutter und meinen Bruder, die mich immer unterstützt, an mich geglaubt und ermutigt haben und an meinen Mann, der mich motiviert und umorgt hat.

Abstract

The low density of magnesium alloys makes them an ideal material for reducing the weight of structural components. The use of magnesium flat products is difficult due to the limited formability at room temperature and the anisotropy of the mechanical properties. The reason for the limited formability is the hexagonal crystal structure of magnesium and the formation of a strong crystallographic texture resulting from the massive forming. Therefore, to improve the mechanical and forming properties of flat products, it is necessary to know precisely how the microstructure and texture are influenced by alloying elements as a function of the manufacturing process.

In the present thesis, flat products have been produced by varying the process temperature, on the one hand, via the conventional rolling process and, on the other hand, by direct extrusion. The supporting mechanisms for microstructure development are static recrystallization (SRX) during rolling and dynamic recrystallization (DRX) during extrusion. The influence of alloying was analyzed on the basis of a magnesium alloy containing yttrium and alloyed in small amounts with Zn, Mn, Ca (W1, WZ10, WZM100, WZX100 and WZMX1000). AZ31 has been chosen as a comparative alloy to exclude the influence of RE on the RX mechanisms. A systematic analysis of all conditions was carried out by metallographic microstructural analysis and XRD texture measurements. EBSD measurements on selected conditions were used to distinguish between relevant microstructural fractions and their textures. The microstructural fractions and the textures were correlated with the recrystallization mechanisms. The mechanical properties at room temperature of the semi-finished products were determined by uniaxial tensile tests in the longitudinal and transverse directions and by biaxial Erichsen cupping tests.

This work highlights the fundamental importance of understanding both the influences of the process and the alloying elements on the deformation and recrystallization mechanisms. A clear correlation can be shown between process parameters, microstructure or texture development and the resulting forming properties for the alloys used in this work. It can be seen that alloying elements can have different effects on microstructure and texture development depending on the process. This is due to the prevailing dynamic or static recrystallization mechanisms depending on the manufacturing route. The comprehensive study of the alloy influence shows that Ca is not suitable as an alloying element for the WZ10 alloy in terms of improving the semi-finished product properties at room temperature. This is valid for flat products which were produced by both rolling process and direct extrusion. And it could be demonstrated for the first time on an accelerated static and dynamic recrystallization behavior by Ca and the resulting changed texture developments. Furthermore, this work clearly distinguishes for the first time between the static (double peak in TD) and dynamic RE texture components (double peak in ED/RD) and discusses the development of the quadruple texture in detail.

Kurzfassung

Die geringe Dichte von Magnesiumlegierungen macht diese zu idealen Werkstoffen für die Gewichtsreduzierung von Bauteilen. Der Einsatz von Magnesiumflachprodukten ist aufgrund der begrenzten Umformbarkeit bei Raumtemperatur und der Anisotropie der mechanischen Eigenschaften schwierig. Der Grund für die limitierte Umformbarkeit ist die hexagonale Kristallstruktur von Magnesium und die bei einer Massivumformung entstehende Ausbildung einer starken kristallographischen Textur. Für eine Verbesserung der Umformeigenschaften von Flachprodukten ist es daher wichtig zu verstehen, wie die Mikrostruktur und Textur durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses beeinflusst wird.

In der vorliegenden Arbeit wurden Flachprodukte unter Variation der Prozesstemperatur zum einen über den konventionellen Walzprozess und zum anderen mittels direktem Strangpressverfahren hergestellt. Der tragende Mechanismus für die Gefügeentwicklung ist beim Walzen die statische Rekristallisation (SRX) und beim Strangpressen die dynamische Rekristallisation (DRX). Der Legierungseinfluss wurde auf Basis einer yttriumhaltigen Magnesiumlegierung, der Zn, Mn, Ca in geringen Mengen zulegiert wurden, analysiert (W1, WZ10, WZM100, WZX100, WZMX1000). Als Vergleichslegierung wurde AZ31 gewählt, um den Einfluss von SE auf die RX-Mechanismen auszuschließen. Eine systematische Analyse aller Zustände fand mittels metallographischen Gefügeanalysen und XRD-Texturmessungen statt. EBSD-Messungen an ausgewählten Zuständen dienten dazu, zwischen relevanten Gefügefraktionen und deren Texturen zu unterscheiden. Die Gefügefraktionen und die Texturen wurden mit den Rekristallisationsmechanismen korreliert. Die Ermittlung der mechanischen Halbzeugeigenschaften bei Raumtemperatur erfolgte zum einen durch uniaxiale Zugversuche in Längs- und in Querrichtung und zum anderen durch biaxiale Erichsenversuche.

Diese Arbeit macht deutlich, von welcher zentralen Bedeutung es ist, sowohl den Einfluss des Prozesses als auch den Beitrag der Legierungselemente auf die Verformungs- und Rekristallisationsmechanismen zu verstehen. Es kann eine klare Korrelation zwischen Prozessparametern, Mikrostruktur- bzw. Texturentwicklung und den daraus resultierenden Umformeigenschaften für die in dieser Arbeit verwendeten Legierungen aufgezeigt werden. Es zeigt sich, dass Legierungselemente in Abhängigkeit des Prozesses unterschiedliche Wirkungen auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung haben können. Dies liegt an den vom Prozess abhängigen, vorherrschenden dynamischen oder statischen Rekristallisationsmechanismen. Die hier dargestellte umfassende Studie des Legierungseinflusses zeigt, dass sich Ca in Hinblick auf eine Verbesserung der Halbzeugeigenschaften bei Raumtemperatur als Zulegierungselement für die WZ10-Legierung nicht eignet. Dies gilt für Flachprodukte, die sowohl durch den Walzprozess als auch durch das Strangpressen hergestellt werden. Der Grund hierfür ist ein beschleunigtes, statisches und dynamisches Rekristallisationsverhalten durch Ca in Y-Zn-haltigen Legierungen und den dadurch resultierenden, veränderten Texturentwicklungen. Zudem wird in dieser Arbeit detailliert zwischen der statischen (Doppelpeak in QR) und dynamischen SE-Texturkomponente (Doppelpeak in SR/WR) unterschieden und die Entwicklung der quadrupolen Textur ausführlich erörtert.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	I
Abstract	II
Kurzfassung	III
Inhaltsverzeichnis	IV
1 Einleitung	1
2 Grundlagen	3
2.1 Gitterstruktur und Verformungsmechanismen von Magnesium	3
2.2 Prozesse zur Fertigung von Magnesiumflachprodukten	7
2.2.1 Walzen von Magnesiumlegierungen	7
2.2.2 Strangpressen von Magnesiumlegierungen	8
2.3 Gefügeentwicklung	10
2.4 Kristallographische Textur	13
2.4.1 Entwicklung von Texturkomponenten.....	14
2.5 Mechanische Eigenschaften und Umformbarkeit bei Raumtemperatur	17
2.6 Magnesiumlegierungen	20
3 Zielsetzung	23
4 Materialien und Methoden	25
4.1 Herstellung des Ausgangsmaterials	25
4.2 Charakterisierung des Gussmaterials	26
4.3 Herstellungsprozesse der Flachprodukte	27
4.3.1 Walzversuche.....	27
4.3.2 Strangpressversuche.....	28
4.4 Charakterisierung der Flachprodukte	30
4.4.1 Gefügeuntersuchungen	30
4.4.2 Globale Texturbestimmung mittels Röntgendiffraktion.....	30
4.4.3 Auswertung und Darstellung von Texturen mit MTEX	31
4.4.4 EBSD Messung zur Bestimmung der lokalen Textur und detaillierter Mikrostrukturanalysen	32
4.4.5 Einachsiger Zugversuch.....	34
4.4.6 Tiefungsversuch nach Erichsen.....	34
5 Ergebnisse	36
5.1 Ausgangsmaterial für die Walz- und Strangpressversuche	36
5.2 Walzversuche	41
5.2.1 Walzbarkeit.....	41
5.2.2 Mikrostrukturanalyse.....	42
5.2.3 Texturanalyse.....	46
5.2.4 Mechanische Eigenschaften und Umformbarkeit	50
5.3 Strangpressversuche	61

5.3.1	Strangpressbarkeit.....	61
5.3.2	Mikrostrukturanalyse	64
5.3.3	Texturanalyse	69
5.3.4	Mechanische Eigenschaften und Umformverhalten	74
5.4	Zusammenfassung der Ergebnisse	85
6	<i>Diskussion</i>	87
6.1	Beeinflussung der Prozessierbarkeit durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses	87
6.2	Einfluss des Herstellungsprozesses auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung	89
6.2.1	Aktivität der Verformungsmechanismen und deren Effekt auf die Texturentwicklung.....	89
6.2.2	Texturentwicklung durch die statische Rekristallisation der gewalzten Bleche.....	94
6.2.3	Texturentwicklung beim Strangpressen (DRX)	96
6.2.4	Quadrupole Texturausbildung durch die Kombination aus dynamischen und statischen Rekristallisationsmechanismen	99
6.2.5	Gefügeentwicklung durch die statische Rekristallisation	102
6.2.6	Gefügeentwicklung durch die dynamische Rekristallisation	106
6.3	Einfluss der Mikrostruktur und Textur auf die mechanischen Eigenschaften und die Umformbarkeit der Flachprodukte	108
6.3.1	Abhängigkeit der Festigkeit und deren Anisotropie von der Mikrostruktur und der Textur	108
6.3.2	Einflussfaktoren auf die Umformbarkeit der Flachprodukte.....	111
6.3.2.1	Korrelation der Textur bzw. der Texturintensität mit der Umformbarkeit	112
6.3.2.2	Einfluss der Zulegierungselemente, in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, auf die Umformbarkeit.....	114
6.3.2.3	Bevorzugte Aktivierung von nonbasalen Gleitsystemen beim W1-Blech.....	116
7	<i>Zusammenfassung und Fazit</i>	118
8	<i>Abkürzungs- und Symbolverzeichnis</i>	123
9	<i>Literaturverzeichnis</i>	124
10	<i>Anhang</i>	133
I.	EDX-Messergebnisse	133
II.	Mikrostrukturen der stranggepressten Bänder	135
III.	Texturen der stranggepressten Bänder	141
IV.	Mechanische Kennwerte.....	147

1 Einleitung

Bereits seit über zwei Jahrzehnten ist eine große Forschungsaktivität im Bereich Magnesium und seinen Legierungen zu verzeichnen. Dies liegt unter anderem darin begründet, dass Magnesium, mit den guten Eigenschaften hinsichtlich geringer Dichte ($1,74 \text{ g/cm}^3$) und guter Gießbarkeit, ein interessantes Material für die industrielle Fertigung von gewichtssparenden Komponenten ist. Die Forschungsarbeiten zielen vorrangig darauf ab, gegossene und geknetete Mg-Legierungen mit verbesserten Eigenschaften und Verarbeitbarkeit zu entwickeln. Das Ziel ist hierbei, die Legierungen durch intelligente, thermomechanische Verarbeitung so weit zu optimieren, dass ein positiver Effekt auf die Materialeigenschaften wie z.B. Kriechfestigkeit, Duktilität und spezifische Festigkeit erreicht werden kann [1, 2]. Die Nomenklatur der in dieser Arbeit angegebenen, chemischen Legierungszusammensetzung erfolgt gemäß ASTM B275 [3]. Dabei werden die Legierungen nach ihren Hauptelementen, sowie deren Legierungsanteil in Gewichtsprozent bezeichnet.

Im Gegensatz zu Gussteilen werden Flachprodukte aus Mg-Knetlegierungen bis heute nur eingeschränkt eingesetzt. Dies ist auf die schlechte Verformbarkeit von Mg-Knetlegierungen bei Raumtemperatur zurückzuführen, welche wiederum aus der kristallographischen Struktur der hexagonal dicht gepackten (HCP) Struktur resultiert. Zudem führt der Massivumformprozess beim Walzen und beim Strangpressen von Flachprodukten aus Magnesium und seinen Legierungen in den meisten Fällen zu einer Ausbildung einer stark basalen, kristallografischen Verformungstextur [4-6]. Da die kritische Schubspannung (CRSS) für das basale Gleiten viel geringer ist als die der nichtbasalen Gleitsysteme und die Aktivierung bei Raumtemperatur in Mg-Legierungen kaum auftritt [7-12], weisen Mg-Legierungen bei RT mit einer starken Basaltextur eine schlechte plastische Verformbarkeit auf. Das Vorhandensein einer ausgeprägten kristallographischen Orientierung führt zudem zu einer mechanischen Anisotropie und es kann zu einem vorzeitigen Versagen des Werkstoffs kommen. Um dieses Problem zu lösen, kann eine Verringerung der Korngröße und eine Abschwächung der Basaltextur das mechanische Verhalten deutlich verbessern, wie bereits verschiedene Forschungsarbeiten zeigen konnten [13-16].

Studien zu der Mg-Legierung AZ31 legen nahe, dass die vorherrschenden Verformungsmechanismen basales Gleiten und Zugzwillinge sind. Im Massivumformprozess führt dies vielfach zur Ausbildung einer starken Basaltextur [17-20]. Bei der AZ31-Legierung wird beobachtet, dass die bei der statischen Rekristallisation neu gebildeten Körner dieselbe Orientierung wie vor dem Glühen, folglich eine Basaltextur [21], aufweisen.

Das Zulegieren von Seltenen Erden (SE) ist als effiziente Methode zur Schwächung der Textur von Mg-Legierungen bekannt. Dies gilt sowohl im Walzprozess [22-27] als auch beim Strangpressen [28-30]. Studien zeigen, dass ein eindeutiger Zusammenhang zwischen den Rekristallisationsmechanismen (statisch (SRX) als auch dynamisch (DRX)) und der Texturteilung besteht [23, 31-34]. Die Ausbildung einer schwachen Textur führt, aufgrund der SRX- und DRX-Mechanismen, zu einer Verbesserung der Umformbarkeit [25, 27, 35-37]. Unter den verschiedenen SE-Elementen ist der Zusatz von Yttrium (Y) ein vielversprechender Ansatz, da Y in Magnesium über einen weiten Temperaturbereich fest löslich ist [38]. Cottam et al. [33] zeigten, dass Y das DRX-Verhalten verändert. Hantzschke et al. [31] und Sandlöbes et al. [23, 39] wiesen einen Einfluss von Yttrium auf die Texturteilung von gewalzten Blechen nach und somit ein verbessertes Umformverhalten. Vor allem in Verbindung mit Zn kann es bei SE aber auch Y zu einer Veränderung des Rekristallisationsverhalten kommen und zur Ausbildung von SE-Texturkomponenten [25, 27, 32, 40]

Einleitung

führen, die auch vorteilhaft für das Umformverhalten sind. Auch Ca, bekannt als Substitutionselement für die Elemente der Seltenen Erden, zeigt einen Einfluss auf das Rekristallisationsverhalten, die Texturentwicklung [24, 41, 42] und eine Veränderung der Aktivität der Verformungsmechanismen [43, 44]. Neben der kristallographischen Orientierung der Körner hat auch die Korngröße einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Mn als Zulegierungselemente führt zu einer signifikanten Verringerung der Korngröße. Eine kleinere Korngröße resultiert häufig in einer Erhöhung der Streckgrenze [45-48].

Neben den Legierungselementen hat auch der Massivumformprozess einen maßgeblichen Einfluss auf die Entwicklung der Mikrostruktur. Beim Strangpressen handelt es sich um einen einstufigen Umformprozess. Folglich ist der Verformungsgrad signifikant höher im Vergleich zum Walzen. Studien zeigten auf, dass der Umformgrad einen Einfluss auf die Eigenschaftsentwicklung im Werkstoff nimmt. Zudem ist bekannt, dass beim Walzen die SRX und beim Strangpressen die DRX die vorherrschenden Mechanismen zur Gefügeentwicklung sind und folglich einen Einfluss auf die Texturentwicklung nehmen. Neben dem Prozess haben auch die Prozessparameter beim Walzen [49-53] und auch beim Strangpressen [5, 30, 54-58] einen signifikanten Einfluss auf das Rekristallisationsverhalten.

Es ist wichtig zu verstehen, wie sowohl der Prozess als auch die Legierungszusammensetzung, die Halbzeugeigenschaften beeinflusst. In dieser Arbeit wird der Prozess in Form des Strangpressens und des Walzens genutzt, um durch die SRX und DRX eine Textur zu erzeugen, die das Umformverhalten bei Raumtemperatur verbessert. Die tragenden Mechanismen für die Gefügeentwicklung sind beim Walzen die statische Rekristallisation und beim Strangpressen die dynamische Rekristallisation. Außerdem wird parallel die Legierungszusammensetzung variiert, da auch hier bekannt ist, dass bestimmte Legierungselemente sowohl das dynamische als auch das statische Rekristallisationsverhalten beeinflussen können. Dies führt prozessabhängig zu Modifikationen in den kristallographischen Orientierungen, welche einen Einfluss auf die Halbzeugeigenschaften bei Raumtemperatur haben.

Die Studie wird an yttriumhaltigen Magnesiumlegierungen mit Zn, Mn, Ca als Zulegierungselemente durchgeführt (W1, WZ10, WZM100, WZX100, WZMX1000). Als Vergleichslegierung, ohne den Einfluss von SE auf die RX-Mechanismen, wird AZ31 gewählt.

2 Grundlagen

2.1 Gitterstruktur und Verformungsmechanismen von Magnesium

Magnesium kristallisiert, wie Abbildung 2.1 zeigt, in einer hexagonal dichtest gepackten Kristallstruktur (hdp). Das definierende Koordinatensystem wird aufgespannt durch die Basis a_1 , a_2 und c . Dabei ist a_3 ein äquivalenter Basisvektor zu a_1 und a_2 . Es gilt: $a_1 = a_2 = a_3 \neq c$ und $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$ [59].

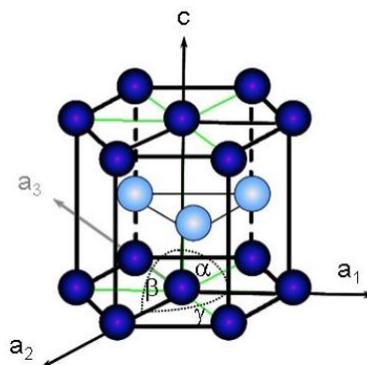


Abbildung 2.1: Kristallstruktur von Magnesium (hcp) [60]

Im hexagonalen Gitter werden Ebene (hkil) und Richtungen [uvtw] mit Hilfe der Miller – Bravais – Indizes dargestellt. Für Richtungsfamilien werden geschweifte Klammern { } für Ebenen- und spitze Klammern < > für Richtungen verwendet. In diesem System stellen die ganzzahlig, reziproken Werte der Achsenabschnitte a_1 , a_2 , a_3 und c , die Komponenten h , k , i , und l für die Ebenen, bzw. u , v , t und w für die Richtungen dar, wobei folgende Beziehung gilt: $h+k+i=0$ und $u+v+t=0$. Die Basalebene (0001) bildet die Grundfläche des gleichseitigen Sechsecks, mit der Kantenlänge a . Sie wird durch die gleich langen Achsen a_1 , a_2 und a_3 des hexagonalen Koordinatensystems aufgespannt [61].

Im Vergleich zu metallischen Systemen mit kubischer Gitterstruktur, weist die hexagonal gepackte Gitterstruktur des Magnesiums eine geringere Symmetrie auf, was zu einer bedeutenderen Aktivität verschiedener Gleitsysteme mit $\langle a \rangle$ Versetzungen auf den Basal- und Prismenebenen und $\langle c+a \rangle$ Versetzungen auf den Pyramidenebenen führt. Die kritische Schubspannung (CRSS), die zur Aktivierung der Gleitsysteme überschritten werden muss, ist jedoch sehr unterschiedlich [7-12]. Außerdem spielt neben den genannten Versetzungsgleitmechanismen auch die Zwillingsbildung mit mehreren Modi bei der Verformung von Mg-Legierungen eine wichtige Rolle [6, 17, 44].

Die hexagonale Gitterstruktur ist zudem verantwortlich für einige nachteiligen Merkmale des Magnesiums, welche sich zum Beispiel durch das eingeschränkte Umformvermögen sowie ein ausgeprägtes anisotropes Verhalten bemerkbar machen. Um dies zu verstehen, ist es wichtig die Aktivität der Verformungsmechanismen genauer zu betrachten.

Wird ein Werkstoff belastet, wird zwischen reversibler elastischer Verformung und plastischer Verformung, welche irreversible ist, unterschieden. Die plastische Verformung beginnt nach dem Überschreiten der Fließgrenze und wird bei Raumtemperatur vor allem bei Magnesium durch zwei Mechanismen ermöglicht. Zum einen durch das Gleiten von Versetzungen in der Kristallstruktur auf definierten Ebene und Richtungen (Gleitsysteme) und zum anderen durch die Zwillingsbildung [62]. Die Aktivierung der einzelnen Verformungsarten hängt von der Umformtemperatur, der Belastung, der Gefügestruktur und der kristallografischen Textur ab.

Plastische Verformung wird durch Versetzungsbewegung, folglich durch die Aktivierung von Gleitsystemen, ermöglicht. Ein Gleitsystem besteht aus einer dichtest gepackten Gleitebene und der dazugehörigen, dichtest gepackten Richtung. Generell gilt, dass das Gleiten auf den Ebenen mit der höchsten Packungsdichte, bzw. dem größten Gitterabstand stattfindet, da in diesen Ebenen die zur Aktivierung der Gleitsysteme notwendige, kritische Schubspannung τ am niedrigsten ist.

Die Aktivierung der Gleitsysteme erfolgt, wenn die Schubspannung τ in der Gleitebene den Wert der kritischen Schubspannung CRSS (critical resolved shear stress) übersteigt. Wie groß diese benötigte Spannung ist, beschreibt das Schmid'sche Schubspannungsgesetz:

$$\tau = \sigma \times \cos \kappa \times \cos \lambda = m \times \sigma \tag{1}$$

mit σ als Normalspannung in Belastungsrichtung, κ als Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitebene und λ als Winkel zwischen Gleit- und Zugrichtung. Zudem ermöglicht das Schmid'sche Schubspannungsgesetz eine Aussage über die Aktivität in Abhängigkeit der Kristallorientierung zu treffen [59].

Zu den Gleitsystemen in Magnesium gehören das basale $\{0001\} \langle 11\text{-}20 \rangle$ Gleiten, prismatisches $\{10\text{-}10\} \langle 11\text{-}20 \rangle$ und $\{10\text{-}10\} \langle 11\text{-}20 \rangle$ Gleiten und pyramidales $\langle c + a \rangle$ Gleiten auf den $\{10\text{-}11\}$ -, $\{11\text{-}21\}$ -, $\{10\text{-}12\}$ - und $\{11\text{-}22\}$ -Ebenen entlang der $\langle 11\text{-}23 \rangle$ -Richtung. Ausgewählte, für die plastische Verformung von Magnesium relevante Ebenen und Richtungen, sind in Abbildung 2.2 dargestellt. Folglich sind drei Arten von Gleitsystemen (Ebene und Richtung) zu unterscheiden: basale, prismatische und pyramidale Gleitsysteme.

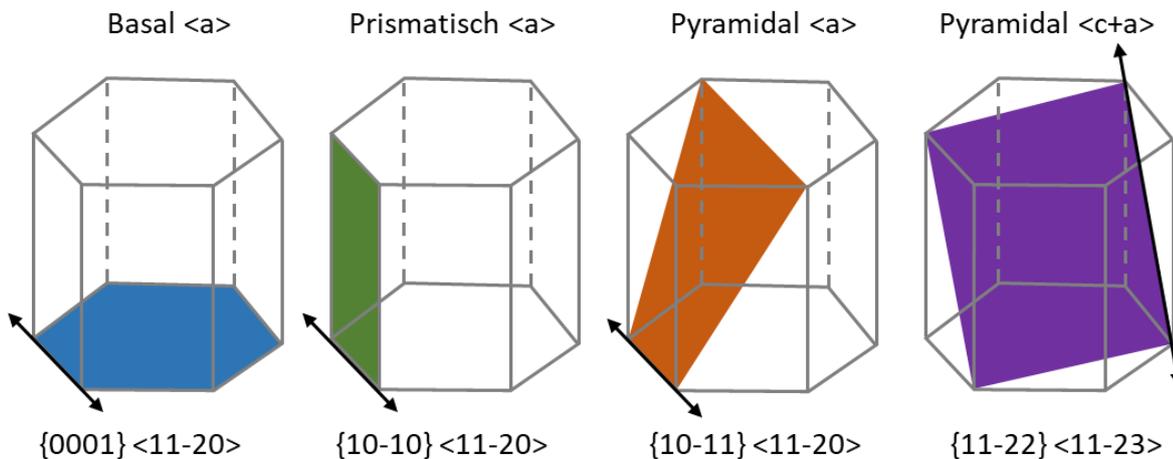


Abbildung 2.2: Kristallstruktur von Magnesium und die wichtigsten Gleitsysteme nach [63]

Die Abhängigkeit der kritischen Schubspannung von der Temperatur wird in Abbildung 2.3 für AZ31 dargestellt. Verschiedene Literaturquellen [7-12] zeigen, dass die kritische Schubspannung der verschiedenen Gleitsysteme zum einem von der Temperatur, aber auch von der Legierung abhängt.

Bei niedrigen Temperaturen wird in den meisten Fällen der plastischen Verformung von Magnesium die aufgebrachte Verformung durch basales Gleiten und Zugzwillinge aufgenommen. Bei der Basalgleitung findet das Versetzungsgleiten auf den dichtest gepackten $\{0001\}$ -Basalebene, parallel zu den dichtest gepackten $\langle 11\text{-}20 \rangle$ -Richtungen statt.

Ein höherer Verformungsgrad oder eine Erhöhung der Verformungstemperatur begünstigt sowohl pyramidales als auch prismatisches Gleiten. Eine verstärkte Aktivität des prismatischen Gleitens jenseits von 225 °C kann die Duktilität erheblich verbessern. Darüber hinaus werden non basale Gleitsysteme, pyramidales Gleiten erster und zweiter Ordnung oberhalb von 350 °C bzw. 400 °C, gegenüber Druckzwillingen dominant [10, 64]. Die nonbasale $\langle c+a \rangle$ -Gleitung ist bei Raumtemperatur

nur sehr schwer zu aktivieren, da die kritische Schubspannung ungefähr zwanzigmal so hoch ist, wie die der basalen $\langle a \rangle$ -Gleitung [65, 66]. Erst durch Absenkung der CRSS, kann mit steigender Temperatur die Aktivierung für die thermisch abhängigen Gleitsysteme realisiert werden. Die Zwillingsbildung und das basale Gleitsystem verhält sich athermisch.

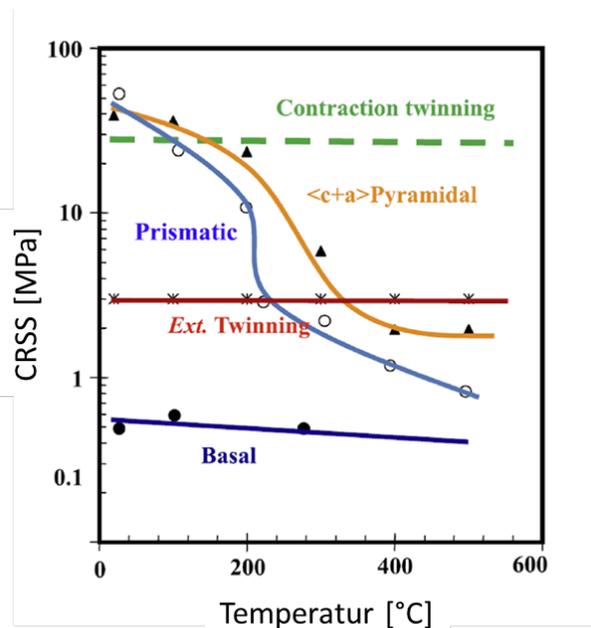


Abbildung 2.3: Kritische Schubspannung (CRSS) der unterschiedlichen Gleitsysteme und Zwillinge in Magnesium in Abhängigkeit der Temperatur [10]

Da bei der Basalgleitung und der Prismengleitung nur zwei voneinander unabhängige Gleitsysteme auftreten, bzw. vier unabhängige Gleitsysteme bei der pyramidalen $\langle a \rangle$ -Gleitung, wird das von Mises-Kriterium nicht erfüllt. Denn nach dem von Mises-Kriterium [67] müssen für eine gleichmäßige Verformung fünf unabhängige Gleitmodi vorhanden sein, damit eine plastische Verformung ohne Schädigung des Werkstoffs (z.B. Rissbildung an den Korngrenzen) erreicht werden kann.

Die größte Wahrscheinlichkeit für eine plastische Verformung bietet die pyramidale $\langle c+a \rangle$ -Gleitung mit 5 unabhängigen Gleitsystemen. Zudem ermöglicht das non-basale $\langle c+a \rangle$ -Gleiten, im Vergleich zum $\langle a \rangle$ -Gleiten, eine Verformung in Richtung der c -Achse (aus der Blecheben heraus) zu kompensieren. Diese Art von Verformung ist für eine hohe biaxiale Umformbarkeit notwendig, jedoch lässt sich dieses Gleitsystem nur sehr schwer aktivieren [63, 68].

Bei der mechanischen Zwillingsbildung handelt es sich um einen Umklappmechanismus [69-71]. Das Umklappen des Gitters erfolgt entlang einer kohärenten Zwillingsene, sodass das Zwillingsgitter bezüglich des Matrixgitters eine Rotation um 180° um die Normale der kohärenten Zwillingsene erfährt [59]. Durch die Zwillingsbildung wird im Inneren die Spannung an den Korngrenzen abgebaut. Nun ist eine plastische Verformung auch dann möglich, wenn nur drei voneinander unabhängige Gleitsysteme vorhanden sind. Der Beitrag der Zwillinge zur Gesamtverformung ist hierbei temperaturindifferent und hängt von der Orientierung des Kristallgitters, der Belastungsrichtung und dem c/a Verhältnis ab [72].

Es gibt drei Arten von Zwillingsystemen, deren Aktivierung richtungsabhängig ist. Schematisch sind die am häufigsten vorkommenden Arten der Zwillinge in Abbildung 2.4 illustriert. Die Zugzwillinge (Abbildung 2.4 a)) ermöglichen eine Streckung entlang der c -Achse. Bei den Druckzwillingen (Abbildung 2.4 b)) wird der Kristall entlang der c -Achse gestaucht. Das Doppelzwillingsystem (Abbildung 2.4 c)) ist eine Kombination von zwei Zwillingsstypen, in denen auf die Bildung eines Zwillingsstyps im verzwilligten Bereich eine weitere Zwillingsbildung erfolgt. Welche Art von Zwillingen aktiviert wird,

bestimmt auch hier das c/a-Verhältnis und welche Spannung, Zug- oder Druckspannungen, entlang der c-Achse vorherrschen. In jedem Fall kommt es zu einer Neuorientierung der c-Achse. Diese und die möglichen Zwillingsysteme sind in Tabelle 2.1 dargestellt [59]. Zudem wirken Zwillingsgrenzen als Versetzungshindernis und können zur Verfestigung des Werkstoffes beitragen [70].

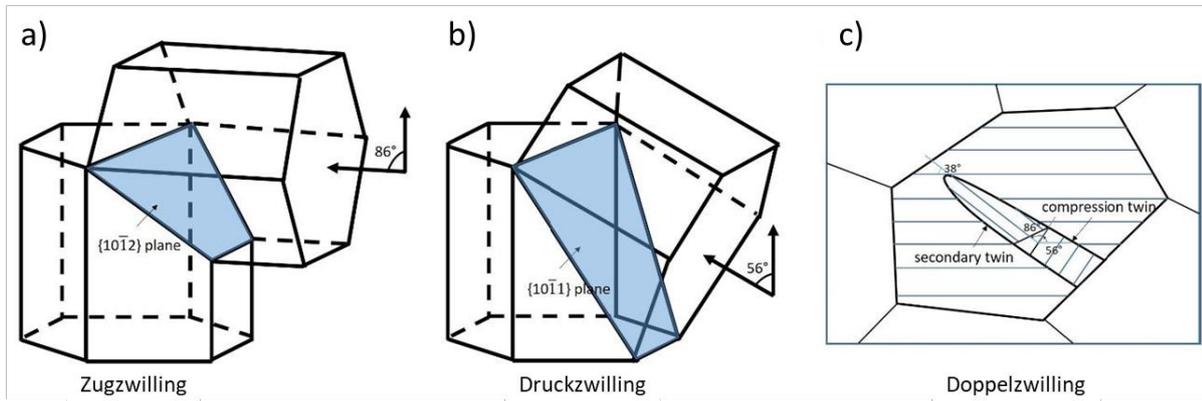


Abbildung 2.4: Darstellung der verschiedenen Zwillingsarten in Mg-Legierungen: (a) Zugzwillinge, (b) Druckzwillinge und (c) Sekundärzwillinge, angelehnt an [73]

Tabelle 2.1: relevante Zwillingsysteme in Magnesium [74]

Zwillingsart	Zwillingssebene	Achse	Neuorientierung der c-Achse
Zugzwilling	{10-12}	<1-210>	86°
Druckzwilling	{10-11}	<1-210>	56°
Druckzwilling	{10-13}	<1-210>	64°
Doppelzwilling	{10-11} + {10-12}	<1-210>	38°
Doppelzwilling	{10-13} + {10-12}	<1-210>	22°

Es ist allgemein bekannt, dass die hexagonale Struktur von Magnesium auch für das anisotrope mechanische Materialverhalten verantwortlich ist. Ein geometrischer Zusammenhang der Aktivität der Gleitsysteme und dementsprechend der angelegten Spannung in Bezug auf die Orientierung der Kristalle, spielt eine wichtige Rolle bei der mechanischen Beanspruchung des Materials.

Über den Schmidfaktor [59]:

$$m = \tau/\sigma = \cos \kappa \times \cos \lambda \tag{2}$$

welcher aus dem Schmidischen Schubspannungsgesetz gebildet wird, lässt sich dieser Zusammenhang darstellen. Die Orientierung des Kristalls in Verbindung mit der Belastungsrichtung ist demnach von Bedeutung, welche Verformungsmodi leicht zu aktivieren sind. Der maximale Wert von m : 0,5 kann erreicht werden, wenn die Gleitebene in einem Winkel von 45° ($\lambda = \kappa = 45^\circ$) zur Belastungsrichtung ausgerichtet wird. Folglich wird dann am ehesten die kritische Schubspannung erreicht [59]. Eine Auslenkung der Basalebene um 45° aus der Blechebene führt zu einem maximalen Schmid-Faktor und somit zu einer reduzierten Streckgrenze, da die makroskopische, plastische Verformung ein geringeres Niveau bezüglich der angelegten Zugspannung erfordert. Folglich werden Gefügefraktionen oder Körner mit Orientierung der Basalebene mit hohem Schmid-Faktor bevorzugt verformt und sind maßgeblicher Träger der makroskopischen plastischen Verformung bei Raumtemperatur.

Der Zusammenhang von der Mikrostruktur (Korngröße) mit dem Verfestigungsverhalten kann über die Hall-Petch-Beziehung [75-77] beschrieben werden. Das Phänomen besagt: je kleiner die Korngröße, desto größer der Widerstand gegenüber der Versetzungsbewegung.

$$\sigma = \sigma_0 + \kappa/\sqrt{d} \tag{3}$$

Die Hall-Petch-Gleichung setzt die Spannung (σ), die nötig ist, um einen Werkstoff plastisch zu verformen, in Beziehung zur mittleren Korngröße d gemäß Gleichung (3). Dabei ist σ_0 die zur Aktivierung von Versetzungsbewegungen benötigte Spannung und κ der Proportionalitätsfaktor oder die Hall-Petch-Konstante. Eine kleinere Korngröße verringert die Versetzungskonzentration an den Korngrenzen und erhöht die angewandte Spannung, die erforderlich ist, um eine Versetzung über eine Korngrenze zu bewegen [78].

Neben der Temperatur, dem geometrischen Zusammenhang, sowie der Korngröße, können auch Zulegierungselemente die Aktivität verschiedener Gleitsysteme signifikant verändern. Ha et. al [43] zeigen, dass durch Zulegieren von Ca oder Nd das prismatische $\langle a \rangle$ Gleiten gefördert wird und eine erhöhte Aktivität aufweist. Zusammen mit Zn, als weiteres Legierungselement, wird eine erhöhte Aktivität von nicht basalen $\langle a \rangle$ Gleitsysteme und der $\langle c+a \rangle$ Gleitung beobachtet. Auch andere Studien stellen dar [79, 80], dass die Aktivierung pyramidalen oder prismatischer Gleitsysteme mit einer abgesenkten Stapelfehlerenergie in Verbindung gebracht wird, welches durch das Zulegieren von Ca oder SE bewirkt werden kann. Sandlöbes et al. [23] berichten, dass die Verringerung der Stapelfehlerenergie, die durch die Segregation von Yttrium verursacht wird, die Ursache für erhöhte Aktivität von $\langle c+a \rangle$ -Versetzungen ist. Prinzipiell wurde gezeigt, dass SE oder Y einen Einfluss auf die Aktivität von nicht basalen Gleitsystemen haben. Durch das Zulegieren von Mn konnte in ternären Mg-Zn-Legierungen allerdings keine Veränderung der Aktivität der Gleitsysteme oder der sich entwickelnden Blechtextur gefunden werden [81].

2.2 Prozesse zur Fertigung von Magnesiumflachprodukten

Die Arbeiten, die bestehenden industriellen Anwendungen von Magnesiumlegierungen zu erweitern, konzentrieren sich derzeit auf die Herstellung und Verwendung von Halbzeugen, in Form von Magnesiumflachprodukten. Der Massivumformprozess wird typischerweise verwendet, um Flachprodukte als universelles Halbzeug herzustellen. Mögliche Prozesse, um diese Halbzeuge aus Magnesiumknetlegierungen zu fertigen, sind unter anderem das Walzen und Strangpressen [82, 83]. Dabei ist der Walzprozess der zur Blechherstellung am häufigsten verwendete Prozess. Ein weiteres Verfahren zur Herstellung von Magnesiumblechen ist das Strangpressen. Der zentrale Vorteil beim Strangpressen, im Vergleich zum Walzen, liegt in der geringen Anzahl an Prozessschritten, da die Enddicke in nur einem Umformschritt erzielt wird. Die verfahrensbedingt begrenzte Bandbreite ist beim Strangpressen jedoch ein signifikanter Nachteil.

Jeder Massivumformprozess basiert auf individuellen Prozessparametern. Die Prozessparameter, Umformgrad, Temperatur und Geschwindigkeit sind hinsichtlich des Prozessfensters nur eingeschränkt zu variieren. Die Prozessparameter bestimmen jedoch in erheblichem Maße die Entwicklung der Mikrostrukturen und der Texturen, woraus das korrelierende Eigenschaftsprofil entsteht. Daher gilt es, neben geeigneter Legierungsentwicklung auch den Massivumformprozess zu beherrschen und zu optimieren, um Mg-Halbzeuge mit einem gutem Umformverhalten bei Raumtemperatur zu erhalten.

2.2.1 Walzen von Magnesiumlegierungen

Das konventionelle Walzen, bei dem es sich um eine Massivumformung handelt, ist eines der häufigsten verwendeten Verfahren zur Herstellung von Blechen [84, 85]. Ein Schema des in dieser Arbeit angewandten konventionellen Walzprozesses ist in Abbildung 2.5 abgebildet. Beim Walzen wird

eine Bramme, meistens homogenisiertes, strang- oder blockgegossenes Material, durch den Walzspalt der zwei rotierenden Walzen geführt. Hierbei ist der Walzspalt kleiner als die Brammendicke. Dies bewirkt ein Einbringen von Druckspannungen in die Walzgutoberfläche, die im Inneren des Werkstückes Spannungen hervorrufen kann und welche zu einem Fließen in der Umformzone führt. Die Höhe der plastischen Verformung, folglich die Spannung (σ), die bei jedem Walzstich auf das Walzgut wirkt, lässt sich über das logarithmische Verhältnis der Anfangsdicke d_0 zur aktuellen Blechdicke d_1 berechnen und wird als Umformgrad φ angegeben, siehe Gleichung 4 [86].

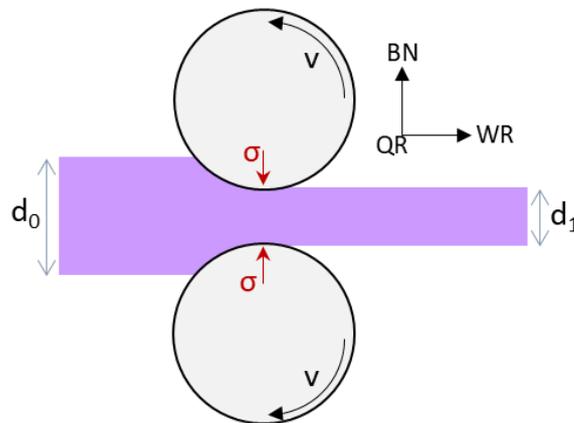


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung des Walzprozesses mit der Blechdickenabnahme von d_0 nach d_1 infolge der Druckspannungen σ in Blechnormalenrichtung BN sowie der Walzgeschwindigkeit v , angelehnt an [60]

$$\varphi = \ln \frac{d_0}{d_1} \quad (4)$$

Generell wird beim Walzen zwischen zwei Verarbeitungsschemata unterschieden. Dem Warmwalzen, wenn die Temperatur des Werkstoffs über der Rekristallisationstemperatur liegt und dem Kaltwalzen, wenn die Temperatur unter der Rekristallisationstemperatur liegt [84, 87, 88]. Eine Anforderung an den Walzprozess selbst ist der Abbau der ursprünglichen Gussstruktur der Walzbrammen durch die dynamische Erholung und Rekristallisation des Materials. Dadurch wird das Gussgefüge während der ersten Walzstiche in ein feinkörniges, rekristallisiertes Gefüge umgewandelt [84, 89].

Die Kaltumformbarkeit von Magnesium und seinen Legierungen ist aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur und den daraus resultierenden gegebenen Gleitbedingungen begrenzt. Daher wird meistens ein mehrstufiges Walzschema (mehrere Walzstiche) mit mäßigen Verformungsgraden pro Walzstich und einer jeweiligen Anpassung der Walztemperatur an die spezifische Walzreduktion verwendet. Hierbei liegt die Temperatur des Walzgutes meist im Bereich von 300-500 °C, wobei übliche Walzgrade bei Magnesium im Bereich von $0,05 < \phi < 0,5$ liegen [62, 84, 90]. Aufgrund der geringen Wärmekapazität von Magnesium kühlt das Walzgut während des Warmwalzens rasch aus, wodurch das Umformvermögen abnimmt. Daher ist es für Magnesium üblich, die Walzbramme wieder auf die Walztemperatur zu erwärmen. Zudem dient die Zwischenglühung zwischen den Walzstichen auch zur statischen Rekristallisation des Gefüges. Dadurch können Versetzungen abgebaut werden und folglich eine Entfestigung des Materials stattfinden. Die Häufigkeit der Zwischenglühungen wird einerseits vom Walzgrad und hauptsächlich von der verwendeten Legierung bestimmt. Mechanische Eigenschaften sowie Mikrostruktur- und Texturentwicklung der Bleche sind abhängig von den Prozessparametern: Walztemperatur, Walzgeschwindigkeit und Stichabnahme [84, 89, 91].

2.2.2 Strangpressen von Magnesiumlegierungen

Beim Strangpressen handelt es sich um einen Massivumformprozess, bei dem ein zylindrischer Bolzen unter hohem Druck durch eine formgebende Matrize gedrückt wird. Unterschieden werden kann

zwischen direktem, indirektem und hydrostatischem Strangpressverfahren [82, 92]. Im Vergleich zum Walzen bietet die formgebende Matrize die Möglichkeit, Flachprodukte, aber auch Profile mit komplexer Geometrie, in nur einem einzigen Formgebungsschritt strangzupressen und folglich ergibt sich ein viel größeres Einsatzspektrum. Zudem können aufgrund der allseitigen Druckspannung in der Umformzone, viel höhere Umformgrade erzielt werden. Dies führt zu einer ausgeprägten, dynamischen Rekristallisation, bei der auch Kornwachstum stattfinden kann. Jedoch ist beim Strangpressen die Profilbreite, im Gegensatz zum Walzen, prozessbedingt stark begrenzt.

In dieser Arbeit wird lediglich das Verfahren des direkten Strangpressens verwendet, weshalb auch im Folgenden nur dieses Verfahren beschrieben wird. Beim direkten Strangpressen (Abbildung 2.6 a)) wird eine Seite des Rezipienten von der Matrize abgeschlossen. Anschließend wird der vorgewärmte Bolzen in den Rezipienten eingebracht und der Rezipient von hinten mit einer Pressscheibe verschlossen. Daraufhin wird der Stempel eingefahren, welcher den Bolzen zuerst bis zur Matrize schiebt, dann auf den Innendurchmesser des Rezipienten staucht und mit zunehmendem Druck und Stempelverfahrweg durch die Matrize drückt.

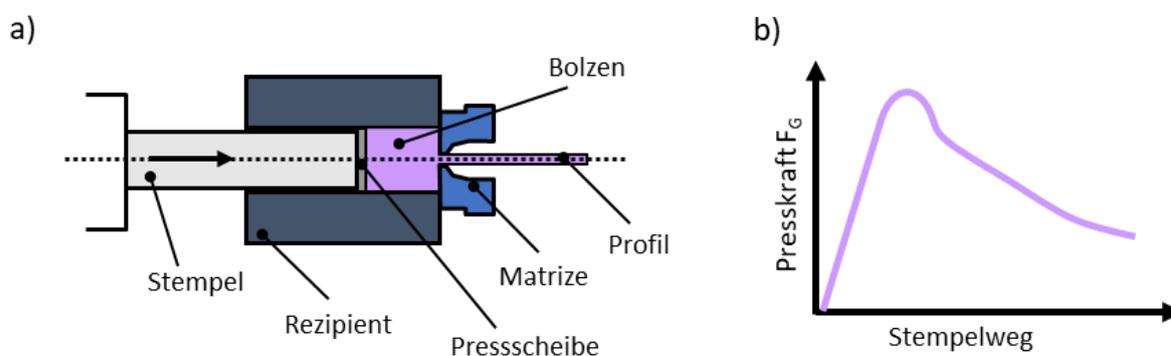


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung a) des Prozesses und b) des Presskraft-Stempelweg-Diagramm vom direkten Strangpressen nach [92]

Beim Strangpressen lässt sich der Umformgrad φ_g über das Pressverhältnis R berechnen, welches durch die Querschnitte des Strangpressbolzens A_0 und des Fachprodukts A_s gegeben ist [92]:

$$R = A_0 / A_s \quad (5)$$

$$\varphi_g = \ln R \quad (6)$$

Der Verlauf der Presskraft F_G über den Prozess hinweg ist in Abbildung 2.6 b) dargestellt. Sie setzt sich aus der Matrizenkraft F_M und der Reibungskraft F_R zusammen.

$$F_G = F_M + F_R \quad (7)$$

Die Matrizenkraft ist über den ganzen Prozess hinweg konstant und beschreibt die Kraft, die zur Umformung des in der primären Umformzone befindlichen Pressgutes erforderlich ist. Sie ist gleichwertig mit der Fließspannung k_f , welche im einachsigen Spannungszustand zum plastischen Fließen eines Werkstoffes führt und diesen Zustand aufrechterhält. Die Fließspannung ist eine werkstoffspezifische Größe, die von der Werkstoffzusammensetzung, dem Umformgrad, der Umformgeschwindigkeit und der Prozesstemperatur beeinflusst wird.

Die Reibungskraft F_R entsteht aufgrund einer Relativbewegung zwischen Bolzen und Rezipienten und ist im Gegensatz zur Matrizenkraft über den Prozess hinweg nicht konstant und nimmt mit abnehmender Bolzenlänge ab, wie folgende Gleichung beschreibt [92, 93]:

$$F_R = \pi \times D_0 (l_0 - l_R) \times \tau_s \quad (8)$$

Hierbei ist τ_s die Scherspannung, D_0 und l_0 sind der Durchmesser bzw. die Länge des Strangpressbolzens, nachdem dieser im Rezipienten aufgestaucht wurde. l_R beschreibt die Pressrestlänge.

Verschiedene Faktoren beeinflussen die Strangpressbarkeit von Magnesium und seinen Legierungen. Das schematische Prozessfenster in Abbildung 2.7 zeigt, dass der Prozess zum einen durch den maximalen Pressdruck der Maschine (Presslimit der Maschine) und zum anderen durch das temperaturbedingte Materialverhalten und die damit verbundene Ausbildung von Heißrissen, begrenzt wird. Letzteres ist durch die Solidustemperatur des Werkstoffs beschränkt. Das zwischen Presslimit und Heißrissen erzeugte Fenster zeigt den sicheren Bereich (Prozessfenster) für ein erfolgreiches Strangpressen. Die Druckgrenze kann erhöht werden, indem eine Strangpresse mit höherer Presskraft verwendet wird [94, 95].

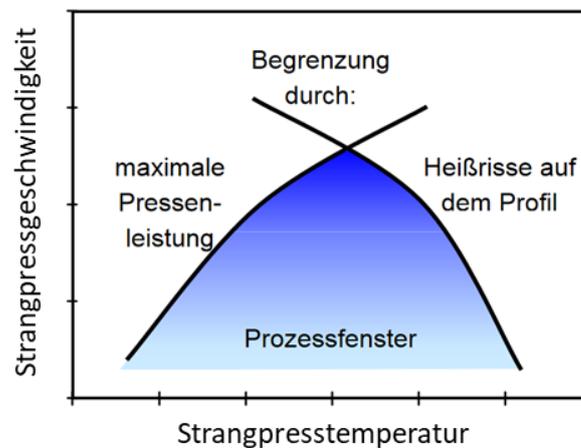


Abbildung 2.7: Prozessfenster (Einfluss der Stempelgeschwindigkeit und Strangpresstemperatur auf die Verpressbarkeit) beim Strangpressen; nach [95]

Die für Magnesium berichteten Austrittsgeschwindigkeiten beim Strangpressen liegen im Bereich von 20 bis 30 m/min für die Basisprofile der sogenannten leicht strangpressbaren Legierungen wie AZ31 und ZM21 [94, 96]. Bei schwierig zu strangpressenden Mg-Legierungen, wie AZ61 und ZK60, oder bei komplexen Geometrien sinkt die Strangpressgeschwindigkeit nominell um einen Faktor 10 oder mehr. Wie auch die Strangpressgeschwindigkeit, ist auch die Strangpresstemperatur stark von der Legierung abhängig. Im Normalfall variiert sie zwischen 200 °C und 500 °C [57].

2.3 Gefügeentwicklung

Die Gefüge- und Texturentwicklung und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften sind abhängig von den Vorgängen, die während einer Massivumformung ablaufen. Dies bezieht sich auf die Verformung selbst, jedoch auch auf den Prozess der Erholung, der Rekristallisation, sowie des Kornwachstums. Die durch Verformung eingebrachten Versetzungen in einem Gefüge bewirken einen Festigkeitsanstieg des Materials, also eine Kaltverfestigung des Gefüges.

Um die Verfestigung des Gefüges aufzulösen, sind thermisch gesteuerte metallphysikalische Prozesse notwendig, die einen Versetzungsabbau bewirken. Diese Prozesse können in drei Sektionen unterteilt werden [97]. Die Erholung, die darauffolgende Rekristallisation und schließlich das Kornwachstum sind in der nachfolgenden Abbildung 2.8 dargestellt.

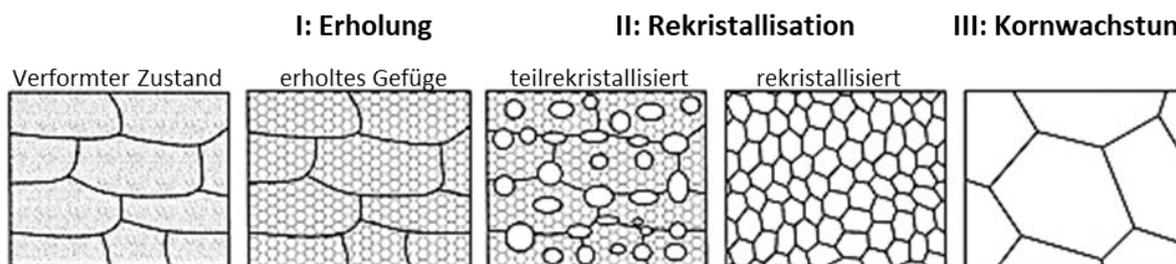


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung von Erholung und Rekristallisation; I: Erholung; II: Rekristallisation; III: Kornwachstum; angelehnt an [97]

Bei der Erholung und der Rekristallisation wird generell unterschieden, ob die Vorgänge dynamisch während des Massivumformprozesses, oder statisch nach dem Prozess ablaufen. Die Erholung ist, wie auch die Rekristallisation, ein thermisch aktiver Prozess, bei dem es durch den Abbau von Versetzungen zu einer Reduzierung der inneren Spannungen im Gefüge kommt.

Die Form und Orientierung der Körner ändern sich während der Erholung jedoch nicht. Es kann zur Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen kommen, welche durch die Umlagerung von Versetzungen entstehen. Das verformte Gefüge an sich bleibt bestehen, aber die Versetzungsdichte nimmt signifikant ab. So ändern sich lediglich die Eigenschaften, die von der inneren Spannung im Gefüge abhängig sind. Folglich nimmt die Festigkeit und die Härte eines Werkstoffes ab, während die Duktilität steigt [98, 99].

Bei der Rekristallisation findet im Gegensatz zur Erholung die Bildung neuer spannungsfreier Körner innerhalb des verformten Gefüges statt. Dieses Verhalten ist auf das Entstehen und Wandern von Großwinkelkorngrenzen zurückzuführen. Rekristallisation ist eine wirksame Methode zur Herstellung von völlig neuen Mikrostrukturen mit veränderter Korngröße, Kornform und Textur [21]. Die treibende Kraft für die Rekristallisation wird durch die gespeicherte Energie geliefert, die während der Verformung in Form von Versetzungen eingebracht wird [100]. Die Rekristallisation kann während der plastischen Verformung (Umformprozesses), als eine dynamische Rekristallisation (DRX) stattfinden, oder sich durch eine anschließende Glühung, ohne Verformung, als statische Rekristallisation (SRX) ergeben. Bei der dynamischen Rekristallisation muss die Prozesstemperatur über der Rekristallisationstemperatur liegen, die zudem abhängig vom Verformungsgrad des Gefüges ist [21]. Darüber hinaus kann die dynamische Rekristallisation in kontinuierlich (CDRX) und diskontinuierlich (DDRX) ablaufende Rekristallisationsmechanismen unterteilt werden. Die CDRX ist mit einem Erholungsprozess gleichzusetzen, bei dem eine kontinuierliche Zunahme der Fehlorientierung der Korngrenzen auftritt und eine Umwandlung von Kleinwinkelkorngrenzen in Großwinkelkorngrenzen stattfindet. Dies führt zu einer Bildung von neuen Körnern. Die CDRX läuft ohne klar abgrenzbare Keimbildungs- und Keimwachstumsphasen ab und erfasst das Gefüge gleichmäßig. Im Gegensatz dazu kann bei der DDRX zwischen der klassischen Keimbildung, mit Bildung neuer Körner, und der anschließenden Wachstumsphase unterschieden werden [21, 65].

Die Keimbildung findet bevorzugt an Korngrenzen (GBN, grain boundary nucleation) [65, 101-103], Scherbändern (SBN, shear band nucleation) [104-106], Zwillingen [107, 108] und durch Partikel (PSN, particle – stimulated nucleation) [109, 110] statt. Nach der Keimbildung beginnt das Keimwachstum, welches schließlich zur vollständigen Ausbildung des neuen Gefüges führt.

Das Kornwachstum kann durch eine niedrige Temperatur, eine eingeschränkte Mobilität der Korngrenzen und durch das Vorhandensein von Partikeln (Zener-Drage) oder von gelösten Atomen (wie z.B. Y und Zn) (Solute-Drage) an den Korngrenzen, gehindert bzw. verzögert werden [21, 111].

Für die in dieser Arbeit verwendeten Zulegierungselemente zeigt sich in der Literatur der im Folgenden beschriebene Einfluss auf die Mikrostrukturentwicklung.

Die Zugabe von Aluminium führt zu einem Absinken der dynamisch rekristallisierten Korngröße [112]. Für Mn, Y und Zn wird berichtet [22, 45, 47, 112-115], dass das verstärkte Pinning (Solute-Drag-Effekt) von Versetzungen oder Korngrenzen aufgrund der höheren Menge an gelösten Elementen dazu beiträgt, die Erholung und das Kornwachstum zu verzögern. Auch die Zugabe von Ca zu Magnesiumlegierungen sorgt für eine verzögerte Rekristallisation [116-120]. Dieser Effekt ist besonders ausgeprägt in ternären Zn-Ca-Magnesiumlegierungen [30].

Die Entwicklung des Gefüges aufgrund von Rekristallisationsprozessen hängt somit zum einem von der Legierungszusammensetzung und zum anderen vom Herstellungsprozess und den Prozessparametern im Umformprozess ab. Die Abhängigkeit der Gefügeentwicklung vom Massivumformprozess ist für eine AZ31-Legierung in Abbildung 2.9 dargestellt.

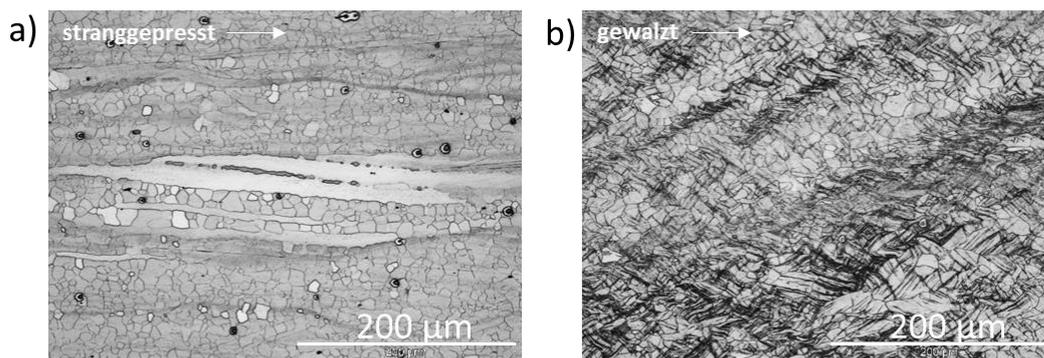


Abbildung 2.9: Mikrostruktur von AZ31 a) hoher Anteil an dynamisch rekristallisiertem Gefüge durch den Strangpressprozess; b) stark verformtes Gefüge durch den Walzprozess; (eigene Arbeit siehe Abbildung 5.30 und Abbildung 5.5)

Beim Strangpressen zeigt sich, dass durch ausreichend hohe Umformgeschwindigkeiten, die Verfestigung im Material während des Prozesses so hoch werden kann, dass es bei der Verformung zur vollständigen dynamischen Rekristallisation des Gefüges kommt. Dies geschieht trotz einsetzender, dynamischer Erholung und dynamische Rekristallisation bereits vor und in der Umformzone und ist auf hohe Prozesstemperaturen zurückzuführen [59]. Es ist bekannt, dass mit steigender Temperatur, aber auch mit steigender Strangpressgeschwindigkeit, der Rekristallisationsgrad in der Mikrostruktur zunimmt [29, 30, 121]. Für gewalzte Bleche wird in verschiedenen Studien eine Abhängigkeit der Rekristallisation von der Walztemperatur dargelegt und aufgezeigt, dass auch dynamische Erholung im Walzprozess stattfinden kann [20, 49, 53, 122].

Im Vergleich zum Walzen, zeigt das stranggepresste Gefüge zumeist eine feinkörnigere Mikrostruktur. Der Grund hier ist vornehmlich die niedrige Stapelfehlerenergie (SFE) von Magnesium. In Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie dominieren entweder die dynamische Rekristallisation (niedrige SFE) oder die dynamische Erholung (hohe SFE) die Mikrostrukturentwicklung [123, 124]. Zudem wirken beim Strangpressen größere Kräfte bzw. höhere Umformungen auf den Werkstoff (ein genügend hohes Pressverhältnis vorausgesetzt). Dies führt dazu, dass das Gefüge dynamisch rekristallisiert werden kann und somit eine feinkörnigere Mikrostruktur ausbildet. Hierbei muss beachtet werden, dass es bei zu hohen Prozesstemperaturen schnell zu einem Kornwachstum kommt [123].

Nach dem Walzen weist die Mikrostruktur häufig Scherbänder auf. Scherbänder entstehen im Allgemeinen dann, wenn die Rotation des Gitters, lokal begrenzt, einen höheren Beitrag zur geometrischen Entfestigung leistet, als dies bei der Realisierung von Verformung durch Versetzungsgleiten [21] der Fall ist. Hierbei können die Scherbänder ihren Ursprung in der Verbindung von stark deformierten Korngrenzgebieten, in Knickbändern und in verzwilligten Bereichen haben. Die Orientierungen innerhalb der Scherbänder unterscheiden sich deutlich von denen außerhalb der Bänder, was auf eine Gitterrotation zurückzuführen ist, die durch eine große, in den Scherbändern

lokalisierte, Scherdehnung verursacht wird. Darüber hinaus sind die Orientierungen in Scherbändern bekanntlich günstig für einfachere Aktivierung von Verformungsarten [32, 125, 126]. Wie Sandlöbes et al. [23, 127] darlegten ist die Scherbandbildung ein typischer Verformungsmechanismus von Y-haltigen Legierungen, welche es ermöglicht, im Vergleich zu reinem Magnesium, einen größeren Teil der Verformung homogen im Gefüge aufzunehmen.

2.4 Kristallographische Textur

Massivumformprozesse, wie das Walzen oder Strangpressen, führen in einem polykristallinen Werkstoff immer zur Ausbildung einer Kristallorientierung (Textur). Die Verformung des Werkstoffes bewirkt eine bevorzugte Orientierung der kristallographischen Ebenen (Abbildung 2.10 a) [128], die Abhängig vom Umformprozess, aber auch von der Aktivität der Gleitsystemen und den Rekristallisations- und Kornwachstumsvorgängen sind. Die Orientierung der Körner hat wiederum einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und das Umformverhalten des Werkstoffes. Daher ist es notwendig, globale (Abschnitt 4.4.2) und lokale (Abschnitt 4.4.4) Orientierungen (Texturen) zu betrachten, um das mechanische und Rekristallisationsverhalten eines Werkstoffes zu verstehen.

Bei der globalen (makroskopischen) Textur wird die Orientierung von vielen Körnern erfasst. Sie gibt die allgemeine Textur eines Werkstückes (gewalztes Blech oder stranggepresstes Band) wieder. Die globale Textur kann in Relation zu den mechanischen Eigenschaften und den Umformeigenschaften eines Bauteils gesetzt werden. Die lokale (mikroskopische) Textur gibt die Orientierung einzelner Gefügebestandteile wieder. Sie dient unter anderem dazu, bestimmte Gefügefraktionen zu unterscheiden und erlaubt Aussage über die Gefügeentwicklung bei Fertigungsprozessen zu treffen. Allgemein wird für Flachprodukte die Textur über Polfiguren dargestellt. Bei der Polfigur handelt sich um eine stereographische Projektion, die die einzelnen Orientierungen mit deren zugeordneten Intensitäten an reflektierter Strahlung darstellt. Die dafür benötigten Daten können mittels röntgenographischer Untersuchung, aber auch auf andere Arten gemessen werden. Dabei ist zu beachten, dass eine Polfigur nur eine einzelne kristallographische Ebene abbildet. Um die Textur von Magnesiumflachprodukten beschreiben zu können, werden typischerweise die Basal- und die Prismenpolfigur verwendet. Die Basalpolfigur zeigt die Verteilung und Orientierung der (0002) – Ebenen. Die Prismenpolfigur beschreibt die Verteilung und Orientierung der (10-10) -Ebenen in Bezug auf eine definierte Probenorientierung (siehe Abbildung 2.10 b)).

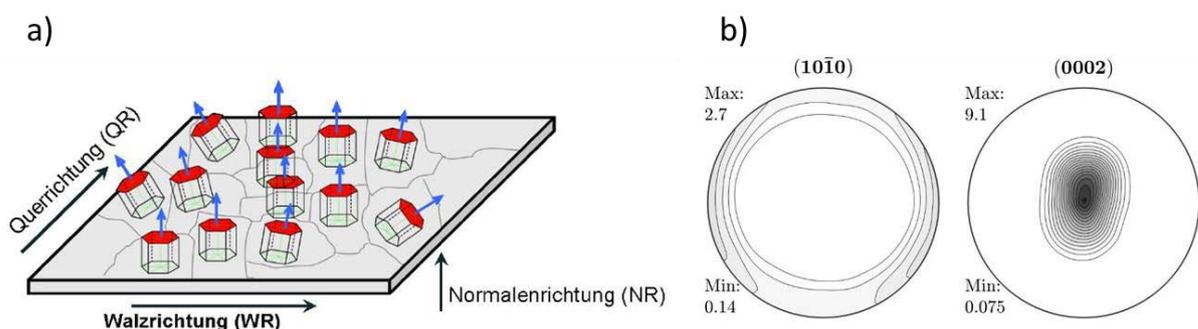


Abbildung 2.10: a) schematische Darstellung der Texturbildung beim Walzen [60] und b) Textur anhand der (0002)- und (10-10)-Polfigur eines AZ31-Bleches gewalzt bei 400 °C (eigene Arbeit siehe Abbildung 5.11)

Aufgrund des Massivumformprozesses und der ablaufenden Rekristallisationsmechanismen, die die Orientierung der Kristalle beeinflussen, zeigt eine Textur nur selten eine spezifische Orientierung. Wie unter anderem Y.N. Wang et al. [129] und Brokmeier [130] zeigen, setzt sich die Textur aus verschiedenen Komponenten oder Faserstrukturen zusammen. Die Texturkomponente zeichnet sich dadurch aus, dass eine bestimmte Kristallrichtung parallel zur Walzrichtung liegt und eine zweite in

Querrichtung verläuft. Die Bezeichnung einer solchen Komponente erfolgt durch die Kristallfläche und die Kristallrichtung. Sowohl Kristallfläche als auch Kristallrichtung liegen jeweils parallel zur Walz- oder Strangpressebene, bzw. zur Walz- oder Strangpressrichtung.

Wenn die Mehrzahl der Kristallite einer Probe derart orientiert sind, dass sie mit einer gemeinsamen kristallographisch gleichwertigen und definierten Richtung $\langle uvw \rangle$, parallel zu einer äußeren Richtung z.B. Normalenrichtung (NR) oder Strangpressrichtung (SR) bzw. Walzrichtung (WR) liegen, handelt es sich um eine Faser.

In den seltensten Fällen besteht die Textur der gewalzten oder stranggepressten Flachprodukte nur aus einer Komponente oder Faser. Generell treten verschiedene ideale Komponenten und Fasern nebeneinander auf [128]. Die Bildung hängt von verschiedenen Parametern ab. Im folgenden Abschnitt werden mögliche ideale Komponenten und deren Herkunft beschrieben.

2.4.1 Entwicklung von Texturkomponenten

In Magnesiumlegierungen kommt es aufgrund der thermomechanischen Behandlung zur Ausbildung von verschiedenen Texturen, die vom Prozess und deren Prozessparametern, der Legierungsauswahl und auch von der anschließenden Wärmebehandlung abhängig sind. Die Texturkomponenten resultieren folglich aus der Aktivität verschiedener Verformungsmechanismen, sowie aus den dynamischen und statischen Rekristallisationsmechanismen. Die Texturierung des Materials, also die Vorzugsorientierung der Körner, führt zu einem anisotropen, mechanischen Verhalten des Werkstoffes. Folglich haben Texturen einen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und das Umformverhalten eines Werkstoffes.

Die am häufigsten verbreiteten Texturkomponenten in Magnesium und seinen Legierungen sind die basalen Komponenten, siehe Abbildung 2.11. Die Bildung der basalen Komponenten erfolgt durch basale Gleitsystem entlang der gegebenen Verformungsrichtung, was dazu führt, dass die Basalflächen in der Band-/ Blechebene ausgerichtet werden. Die basale Komponente ist sehr häufig vertreten, da das basale Gleiten, neben den Zugzwillingen, das am einfachsten zu aktivierende Gleitsystem ist. Sie wird sowohl im gewalzten [6, 17, 44] als auch stranggepressten Material gefunden [19, 131-133]. Diese basalen Komponenten sind besonders typisch für reines Mg, AZ31 aber auch andere, hauptsächlich binäre Legierungen.

Beim Strangpressen eines rotationssymmetrischen Profils entsteht in der Regel eine ausgeprägte basale $\langle 0001 \rangle // \text{NR}$ Faser (Abbildung 2.11 c)) und nach dem Walzen eine basale Komponente oder Faser. Hierbei wird die $\{0001\} \langle 10\text{-}10 \rangle$ Komponente (Abbildung 2.11 a)) häufiger bei stark verformten Material und die $\{0001\} \langle 11\text{-}20 \rangle$ Komponenten (Abbildung 2.11 b)) bei statisch oder dynamisch rekristallisierten Mikrostrukturen [6, 17, 18, 44] beobachtet. Die maximale Intensität der basalen Textur wird durch den Prozess, sowie die Prozessparameter, z.B. Verformungstemperatur und –geschwindigkeit, beeinflusst [30, 51, 134]. Neben einer stark ausgeprägten basalen Textur wird oft eine leichte Aufspaltung der basal Ebenen entlang der Verformungsrichtung beobachtet. Dies kann auf eine erhöhte Versetzungsbewegungsaktivität auf Pyramidalebene zweiter Ordnung zurückgeführt werden [19, 135, 136].

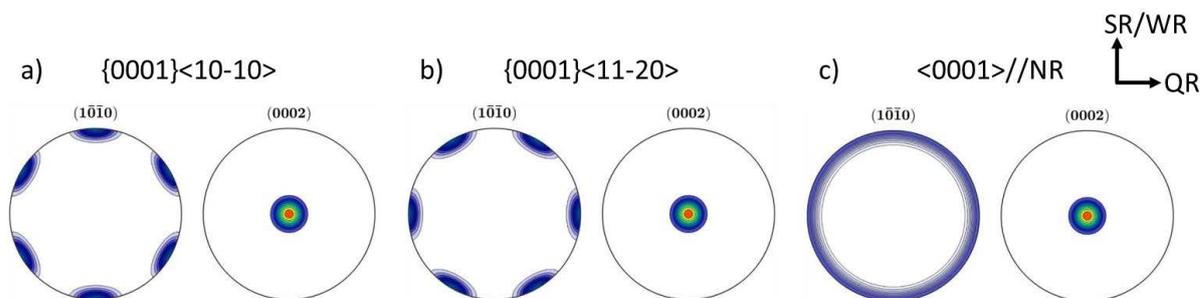


Abbildung 2.11. ideale basale Texturkomponenten (eigene Berechnung mit MTEX)

Die Prismenfaser $\langle 10\text{-}10 \rangle // \text{SR}$ (Abbildung 2.12 c)) ist vor allem in stranggepressten Stangen [15, 137-139], aber auch in Rechteckprofilen [140], zu finden. Die $\{10\text{-}10\}\langle 11\text{-}20 \rangle$ Komponente bzw. die $\{11\text{-}20\}\langle 10\text{-}10 \rangle$ Komponente (Abbildung 2.12 a) b)), sowie eine Kippung von bis zu 30° (QR in NR) dieser Komponenten, wird in stranggepressten Materialien bei nicht rekristallisierten Gefügefraktionen beobachtet [15, 29, 137]. Prismatische Komponenten (Abbildung 2.12) entstehen jedoch häufig erst bei hohen Umformtemperaturen. Imandoust et al. [141] beschreiben als Hauptgrund für die Ausbildung der Prismenkomponente und Faser, die bei höheren Temperaturen aktivere prismatische $\langle a \rangle$ -Gleitung. Durch dynamische Erholung entsteht eine Rotation von Subkörnern um die c-Achse, welche aus prismatischen $\langle a \rangle$ - Versetzungen entstanden sind. Dieses Verhalten wurde an verschiedenen bei 450°C stranggepressten Al-Mn-Y-Zn-haltige Mg-Legierungen dargelegt. Tang et al. [142] zeigten für eine stranggepresste binäre Mg-1Al-Legierung in experimentellen Versuchen und mittels Simulationen, dass beim Strangpressen von Rundprofilen die prismatische $\langle a \rangle$ -Gleitung das Hauptverformungssystem ist und es folglich zur Ausbildung einer Prismenfaser kommt. Jiang et al. [4] legte hingegen für eine stranggepresstes AZ31 nahe, dass nicht die Prismengleitung der Hauptgrund für die Ausrichtung der Basalebene sei, sondern die Zwillingsbildung und das dynamische Rekristallisationsverhalten während des Strangpressens.

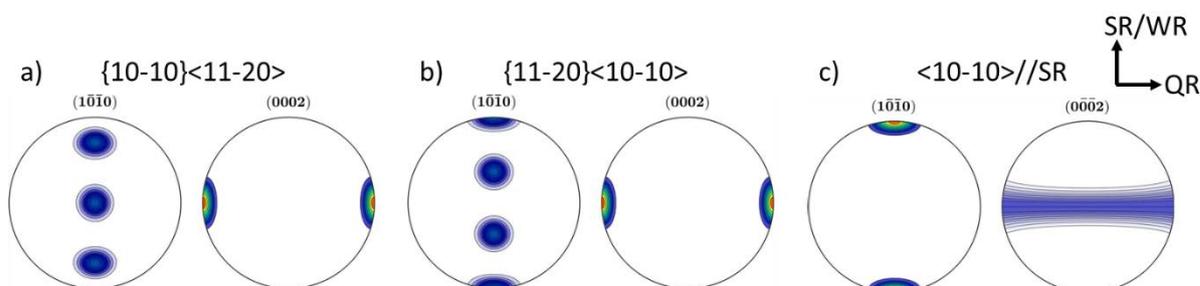


Abbildung 2.12: ideale prismatische Texturkomponenten (eigene Berechnung mit MTEX)

Neben bestimmten Prozessparametern, die zur Bildung einer Prismenkomponente führen können, haben auch Legierungselemente einen signifikanten Einfluss auf die Texturentwicklung. Bestimmte Legierungselemente wie z.B. Seltene Erden, Y oder Ca, erweitern das Spektrum der möglichen Texturkomponenten [24, 36, 143, 144], siehe Abbildung 2.13. In der aktuellen Literatur gibt es mehrere Theorien über den Ursprung der Seltenen Erden (SE) Texturkomponenten. Es besteht jedoch Einigkeit darüber, dass SE-Elemente sowie Y und Ca die dynamischen Erholungsvorgänge verzögern, indem sie die Versetzungsbewegung behindern und das Quergleiten durch eine Verringerung der Stapelfehlerenergie erschweren [23, 145-147]. Dies führt in der (0002)-Polfigur zu einer Aufspaltung der basalen Pole in $\pm \text{WR}$, Abbildung 2.13 c, d.

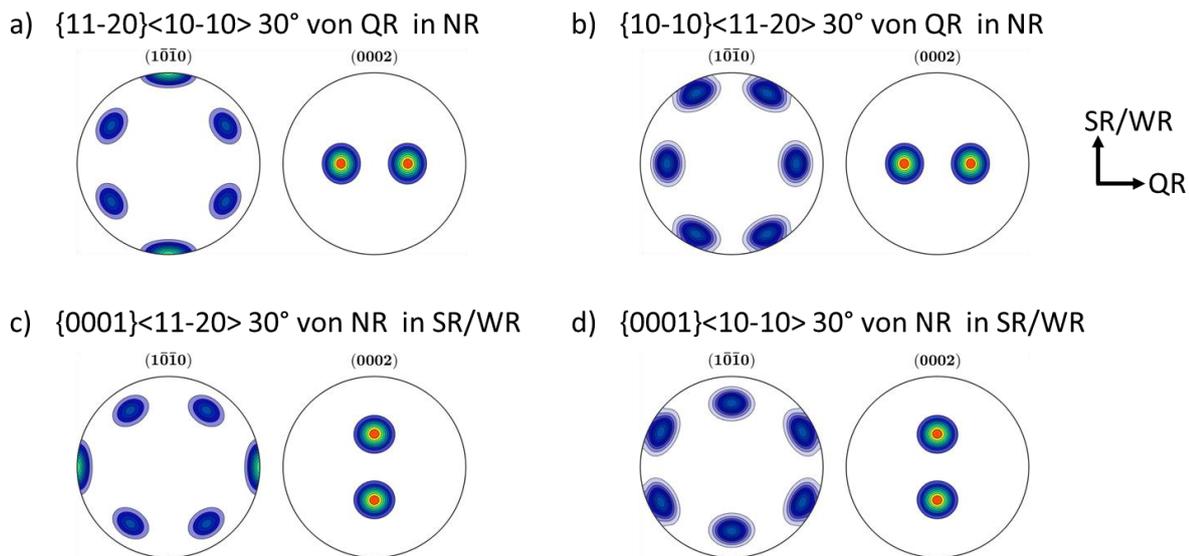


Abbildung 2.13: ideale Seltene Erden Texturkomponenten (eigene Berechnung mit MTEX)

Agnew et al. [135] zeigten, dass beim Walzen, durch das Zulegieren von Y, die Neigung zur Peakaufspaltung in WR erhöht wird und dies auf eine verstärkte Aktivität des nichtbasalen $\langle c+a \rangle$ -Gleitens zurückzuführen ist. Diese Veränderung der Textur (Abbildung 2.13 c, d), wurde in vielen Studien [24, 26, 32, 81] für modifizierte Mg-Zn-Basislegierungen gefunden, bei denen Y, SE oder Ca zulegiert wurde.

Die Mechanismen, durch die sich die in Abbildung 2.13 b) dargestellte SE-Texturkomponente während der thermomechanischen Verarbeitung und der Wärmebehandlung in gewalzten Blechen entwickelt, sind nicht eindeutig bekannt. Bei der durch den Walzprozess mit anschließender Wärmebehandlung gebildeten SE-Komponenten handelt es sich um eine atypische Doppelpeak in QR ($\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ Komponente um 30° von QR in NR gekippt). Zu den in der Literatur benannten Mechanismen gehören [23, 55, 106, 109, 113, 148-151]:

- Das selektive Wachstum von Rekristallisationskeimen aufgrund von gelösten Atomen an bestimmten Korngrenzen.
- Der Einfluss von Zwillingen aufgrund ihrer deutlichen Orientierungsausprägung.
- Die Verstärkung der Scherbandbildung.
- Die erhöhte $\langle c+a \rangle$ -Gleitaktivität
- Das orientierte Wachstum rekristallisierter Kornkeime.
- Die Korngrenzenenergie und -mobilität.

Durch eine anschließende Glühung weisen vermehrt gewalzte Bleche, aber auch stranggepresste Profile, eine Ausbildung einer Querkomponente (SE-Komponente) auf. Bei den gewalzten Blechen ist häufiger die $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ um 30° von QR in NR gekippte Komponente (Abbildung 2.13 b)) vertreten. Im Vergleich hierzu tritt bei den stranggepressten Profilen die $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ um 30° von QR in NR gekippte Komponente (Abbildung 2.13 a)) [29] häufiger auf.

Auch beim Strangpressen kann sich die SE-Textur (Abbildung 2.13 c) d)) bilden. Gängige Beispiele für die SE-Texturen sind beim Strangpressen von Rundprofilen die $\langle 11-21 \rangle // SR$ Faser [30, 55, 126] und beim Strangpressen von Flachprofilen ein Doppelpeak in SR in der (0002)-Polfigur, also eine $\{0001\}\langle 11-20 \rangle$ um $30^\circ-45^\circ$ von NR in $\pm SR$ gekippt Komponente (Abbildung 2.13 c)) [29, 121, 134, 152].

Imandoust et al. [141] zeigen für eine stranggepresste, SE-haltige Legierung, dass durch die dynamische Rekristallisation neue Körner mit einer SE-Orientierung an den Korngrenzen, zwischen verformten Körnern, entstehen. Zudem wird gezeigt, dass die Korngrenzausbeulung der vorherrschende Keimbildungsmechanismus für die SE-Textur ist. Dieser Mechanismus stimmt mit dem

weithin bekannten Mechanismus der diskontinuierlichen DRX überein. Die TEM-Untersuchung in dieser Studie zeigte, in der Nähe von Ausstülpungen, Partikel an den Korngrenzen. Dies erinnert an ein Partikel-Pinning und fördert eine dehnungsinduzierte Korngrenzenwanderung.

Stanford und Barnett [126], sowie Hantzschke et al. [31] fanden heraus, dass eine geringe Menge an SE-Legierung zur zufälligen Orientierung der rekristallisierten Körner beiträgt. In den meisten Fällen liegt hierbei eine ausgeprägte "dynamische SE-Texturkomponente" mit einer $\langle 11-21 \rangle // SR$ Faser vor. Diese entsteht, während des DRX, entlang der Scherbänder an verformten Gusskörnern [126], oder entlang der Verformungsbänder in der Nähe von Zwillingen [31]. Bohlen et al. [55] hat einen Mechanismus in Betracht gezogen, bei dem die SE-Elemente das bevorzugte Wachstum von Körnern mit bestimmten Orientierungen einschränken und die Textur daher mit zunehmenden Kornwachstum schwächer wird. Für stranggepresste Ca-haltige Profile zeigte Stanford et al. [153], dass die Zugabe von Ca in eine Mn-haltige Mg-Legierung eine Auswirkung auf die Textur hat, die derjenigen der SE-Elementgruppe entspricht, was auf den großen Atomradius von Ca zurückgeführt wurde. In stranggepressten ternären SE-haltigen Mg-Legierungen ist die Ausbildung der SE-Komponente stark von den Prozessparametern und der Legierungszusammensetzung abhängig [29, 48, 134]. Selten wird hier die in Querrichtung gekippte Komponente beobachtet.

2.5 Mechanische Eigenschaften und Umformbarkeit bei Raumtemperatur

Die mechanischen Eigenschaften und Umformeigenschaften bei Raumtemperatur von Magnesium und seinen Legierungen sind von der Aktivität der Gleit- und Zwillingsysteme abhängig. Diese können stark durch die kristallographische Orientierung der Körner beeinflusst werden. Das gilt insbesondere für Flachprodukte, da der Massivumformprozess und die anschließende Rekristallisation zur Entstehung und Veränderung von Texturen (siehe Kapitel 2.4) führt. In den mechanischen Eigenschaften spiegelt sich dies in einer Anisotropie wider. Die Anisotropie ist über das Schmid'sche Schubspannungsgesetz zu deuten, welches die erforderliche kritische Schubspannung zur Bewegung der Versetzungen auf den dichtest gepackten Ebenen beschreibt. Bei einer Kippung der Basalebene aus der Normalenebene heraus, wird der Schmidfaktor für die Basalgleitung erhöht und somit die Fähigkeit zur Aktivierung des basalen $\langle a \rangle$ -Gleitens erleichtert. Zudem ist die Kippung der Basalflächen in Verformungsrichtung vorteilhaft für die $\{1012\} \langle 1011 \rangle$ -Zugzwillingsbildung, deren Ausbildung ebenfalls zum Absinken der Streckgrenze im Zugversuch führen kann [81, 136].

Die Abhängigkeit der Textur vom Schmidfaktor, für das basale, sowie das prismatische Gleiten und die Zugzwillinge, wird in Abbildung 2.14 verdeutlicht [154]. Dargestellt ist der Schmidfaktor für die verschiedenen Spannungsfälle (mit x-Achse in WR/SR, y-Achse in QR und z-Achse in NR). Zur Vereinfachung der Berechnung wurde für X ein Wert von 1 gesetzt. Das heißt, es findet immer eine Verformung in WR statt, wobei nur die Verformung entlang der QR (Y) und NR (Z) variiert wurde [154]. Diese Methode bietet die Möglichkeit, die Aktivierung eines Verformungsmodus unter verschiedenen Spannungszuständen zu vergleichen und auch die biaxiale Verformung darzustellen.

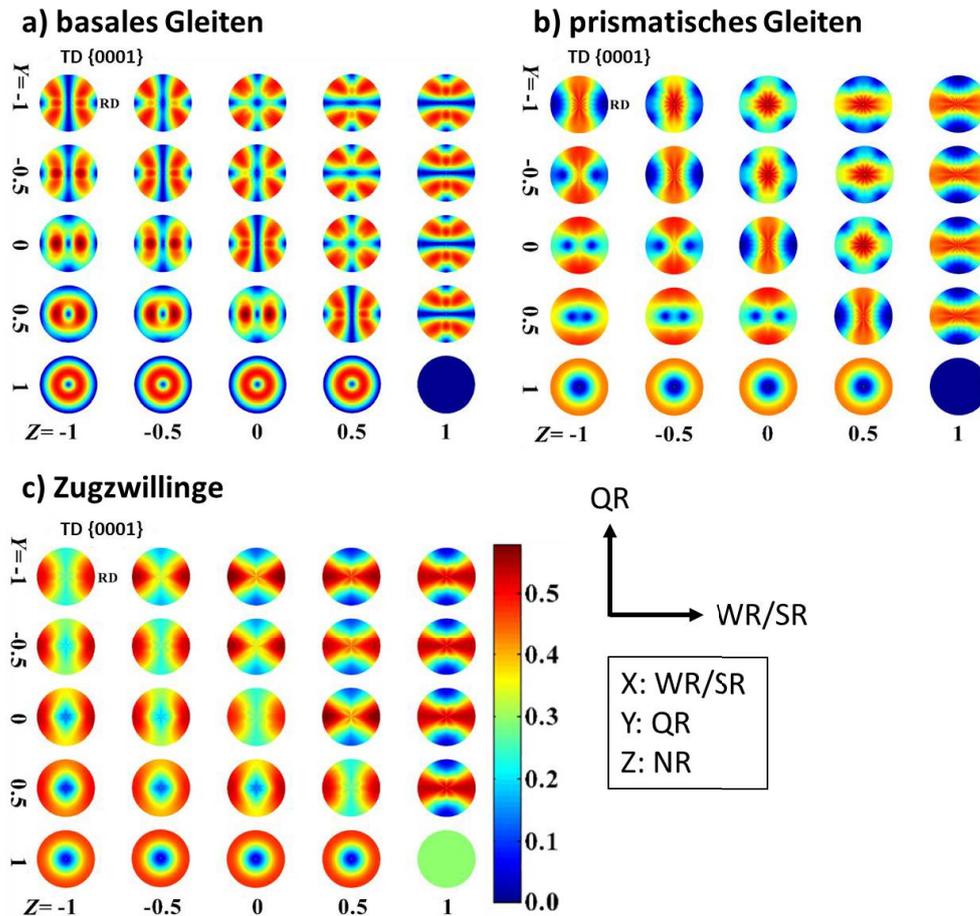


Abbildung 2.14: Einfluss des Spannungszustands auf die Verteilung des globalen Schmidfaktors für a) basales Gleiten b) prismatisches Gleiten und c) Zugzwillinge in Abhängigkeit von der $\{0001\}$ Polfigur, mit $X(WR)=1$ [154]

Für die basale Gleitung, unter uniaxialer Belastung in WR ($Y(0), Z(0)$), zeigt sich ein maximaler Schmidfaktor von $0,5$ bei einem Winkel von ca. 45° in WR . In den mechanischen Eigenschaften resultiert dies, wie in Abbildung 2.15 dargestellt, in einer reduzierten Streckgrenze und in einer erhöhten Dehnung, jedoch auch in einem anisotropen mechanischen Verhalten, da die Orientierungsverteilung der Basalebene nicht symmetrisch ist [136]. Dieses anisotrope Verhalten führt unter Betrachtung des Erichsenwertes, welcher die Streckziehfähigkeit, bzw. die biaxiale Umformbarkeit eines Werkstoffes definiert, zu einer geringen Tiefe, da das Material sich nicht homogen und gleichmäßig gut in alle Richtungen verformen lässt [48]. Dieser Effekt wird in Abbildung 2.14 verdeutlicht. Bei Betrachtung des maximalen Schmidfaktor (Gleitsystem ist einfacher zu aktivieren), zeigt sich für den biaxialen Spannungsfall (bei $Y(1), Z(-1)$), dass hier für basales Gleiten (a) der maximale Schmidfaktor in „Donut-Form“ vorliegt [154]. Folglich wird eine Textur, mit um 45° gekippten Basaleben in alle Richtungen, für eine homogene Verformung benötigt. Diese Textur wird im Folgenden als quadrupole Textur bezeichnet. Für die Aktivierung der Prismengleitung und von Zugzwillingen ist es im biaxialen Spannungsfall bzw. für die Umformung am geeignetsten, wenn die Basaleben so weit wie möglich aus der Blechebene heraus gekippt sind, siehe Abbildung 2.14 b) und c) [154].

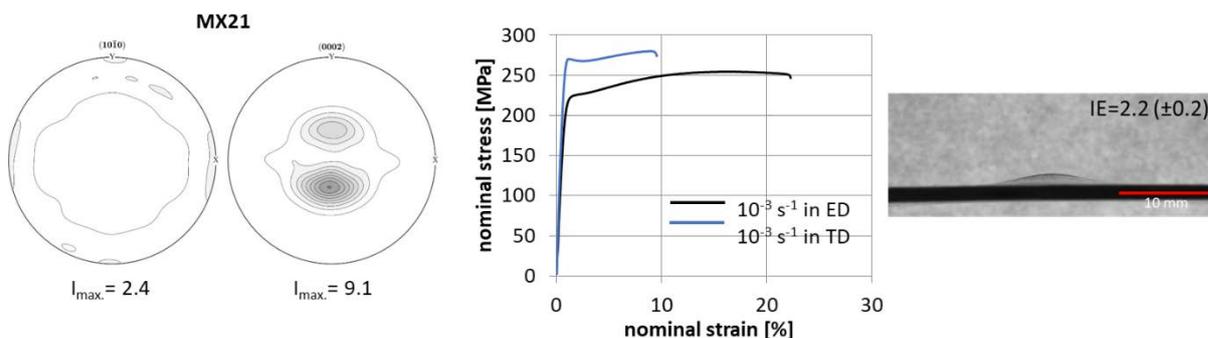


Abbildung 2.15: Anisotropes mechanisches Verhalten (ME21 stranggepresst) [48]

Ein Weg, die Umformbarkeit zu verbessern, ist es, die Legierungszusammensetzung zu optimieren. Durch eine Legierungsentwicklung lässt sich Einfluss auf die Textur nehmen. Chino et al. [25] zeigte durch einen kombinierten Prozess aus Strangpressen und Walzen an einer Mg–1.5Zn–0.2Y Legierung eine schwache Textur mit Doppelpeaks in WR und QR (quadrupoler Textur), die zu einem hohen Erichsenwert von über 9 mm führte.

Auch in anderen Studien [27, 35, 36] an gewalzten Blechen aus einer ternären SE-Zn-Mg-Legierung, konnte die Aufspaltung des basalen Pols in WR und QR beobachtet werden, wodurch die basale als auch die nicht basale Gleitaktivität erhöht wurde und ein Erichsenwert von über 7 mm erreicht werden konnte. In stranggepressten Bändern ließ sich mit einer Zn-Nd-haltigen Mg-Legierung ein Erichsenwert von über 7 mm erzielen.

In vielen Fällen hat sich gezeigt, dass geringe Mengen an Ca in Mg-Zn-Legierungen ebenfalls zu einer hohen Duktilität und Streckverformbarkeit bei Raumtemperatur führen [28, 42, 155]. Unter Verwendung der Dichtefunktionaltheorie und experimenteller Analysen zeigten Yasi et al. [145] und Zhu et al. [147], wie Ca die Duktilität und Streckverformbarkeit von Flachprodukten aus Ca-haltigen Magnesiumlegierungen verbessert. Es konnte dargestellt werden, dass Ca die Stapelfehlerenergie für alle Gleitmodi in Magnesium und die Energiebarriere für das Quergleiten von Versetzungen zu nichtbasalen Ebenen verringert, wodurch die Differenz in der CRSS zwischen nichtbasalem Gleiten und basalem Gleiten abnimmt.

Ein wichtiger Einflussfaktor sind neben den Legierungselementen auch die Prozessparameter. Durch Variation der Strangpressgeschwindigkeit kommt es, wie in Abbildung 2.16 dargestellt, in der (0002)-Polfigur entweder zu einem Doppelpeak in SR, oder zu einer quadrupolen Textur, welche es ermöglicht einen Erichsenwert von über 7 mm zu erreichen [29].

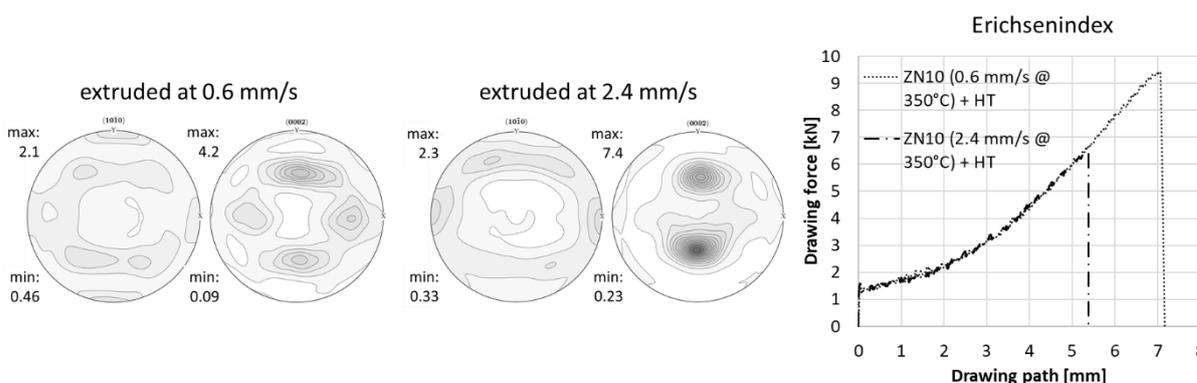


Abbildung 2.16: Texturentwicklung in Abhängigkeit der Strangpressgeschwindigkeit [29]

Neben der Optimierung der Textur durch das Legierungsdesign oder entsprechende Prozessparameter, lässt sich auch die Umformbarkeit bei Raumtemperatur, auf Grund der Mikrostruktur bzw. der Anpassung der Umformgeschwindigkeit, verbessern.

Wie Abbildung 2.17 zeigt, lassen sich durch Reduzierung der Umformgeschwindigkeit beim Erichsenversuch Erichsenwerte von über 7 mm erreichen, obwohl eine starke basale Textur vorliegt.

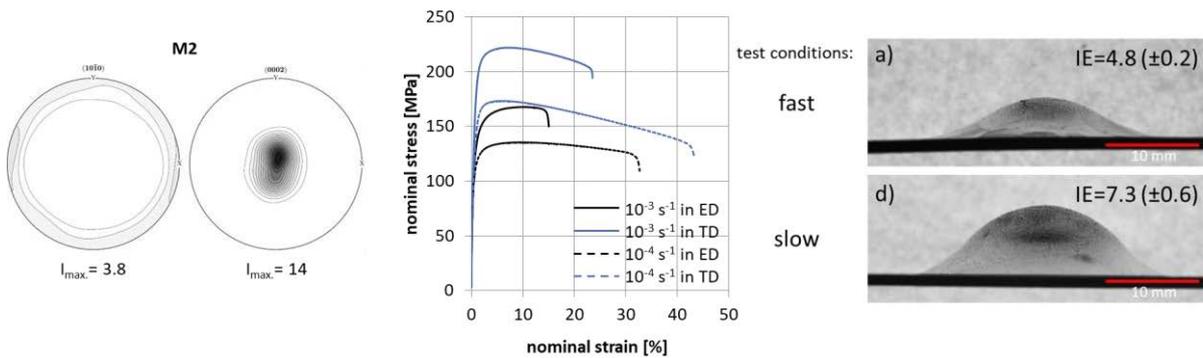


Abbildung 2.17: Dehnrateneinfluss auf den Erichsenwert [48]

Zeng et al. [156] zeigte dies an reinem Magnesium mit sehr feinkörnigem Gefüge. Durch Verringerung der Dehnrate konnte eine Bruchdehnung von über 100% erreicht werden. Er begründete dies durch eine Änderung des Hauptverformungsmodus, vom Versetzungsgleiten zum Gleiten zwischen gruppierten Körnern, das durch Kornrotation und Versetzungsgleiten akkommodiert wird. Diese koordinierten Verformungs- und Anpassungsprozesse verzögern das Auftreten örtlicher Spannungskonzentrationen und erhöhen die Duktilität von reinem Mg bei Raumtemperatur erheblich. Somekawa et al. [157-160] konnte dies für verschiedene binäre Mn und Bi haltige Mg-Legierungen darstellen. Darüber hinaus können die mechanischen Eigenschaften, besonders die Zugfestigkeit, gemäß der Hall-Petch-Beziehung von der Korngröße abhängig sein [78].

2.6 Magnesiumlegierungen

Magnesiumlegierungen werden, nach den jeweiligen Verfahren zur Herstellung von Bauteilen, in Gusslegierungen und Knetlegierungen unterschieden [161]. Beide Gruppen haben Merkmale, die die Zusammensetzung und die Anwendung angeben. Gusslegierungen unterteilen sich weiter in Sandguss, Kokillenguss und Druckguss. Gewalzte, stranggepresste und geschmiedete Legierungen gehören zu den Knetlegierungen. Mg-Knetlegierungen weisen im Vergleich zu Gusslegierungen typischerweise eine höhere Streckgrenze und Dehnung auf [90]. Durch Zulegieren bestimmter Elemente können die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit, Duktilität, Kriechbeständigkeit und elastische Eigenschaften von Mg-Legierungen verändert werden. Die Nomenklatur, der in dieser Arbeit angegebenen chemischen Legierungszusammensetzung, erfolgt gemäß ASTM B275 [3]. Dabei erfolgt die Bezeichnung der Legierungen nach ihren Hauptelementen und des jeweiligen Legierungsanteils in Gewichtsprozent.

Unter den Magnesiumlegierungen ist die AZ-Serie eine weit erforschte Reihe. Bei der AZ-Serie handelt es sich um eine Kombination aus Aluminium (nach ASTM A) und Zink (Z), in welche ein geringer Anteil Mangan (M) zu legiert wird, um die Gießbarkeit und die Korrosionsbeständigkeit zu verbessern. Die AZ91 (Mg-9Al-1Zn-Mn) ist eine oft verwendete Mg-Druckgusslegierung mit guter Gießbarkeit und hoher spezifischer Festigkeit [1]. Für Knetanwendungen ist die AZ31 Legierung (Mg-3Al-1Zn-Mn) weit verbreitet und überzeugt durch eine gute Walzbarkeit bzw. Strangpressbarkeit und eine hohe Festigkeit. In ihrer Umformbarkeit bei Raumtemperatur weist AZ31 hingegen Defizite auf. Neben den bekannten Al-Zn-Serien sind auch Legierungssysteme mit Seltenen Erden (E) vielfach vertreten. Die Legierung WE43 (Mg-4Y-3SE) ist eine häufig benutzte Legierung für hochfeste Gussprodukte aus Magnesium, welche sich jedoch auch für das Strangpressen eignet, wie Yang et al. [162] darlegte. Magnesiumlegierungen mit Zink (Z) und Seltenen Erden bzw. Yttrium (W) oder Calcium (X) werden in

etlichen Studien [27, 28, 35, 36, 42, 155, 161, 163] als ideal für Knetprodukte beschrieben, da diese eine gute Walzbarkeit bzw. Strangpressbarkeit und Umformbarkeit besitzen.

Die Auswirkung der in dieser Arbeit verwendeten Legierungselemente auf die Eigenschaften von Magnesiumlegierungen ist im Folgenden dargestellt. Die Entwicklung der Y-haltigen-Legierungsserie wurde auf Grundlage der Kenntnis durchgeführt, dass die ausgewählten Elemente das Umformvermögen bei Raumtemperatur steigern und zudem einen Einfluss auf das Rekristallisationsverhalten nehmen können.

Aluminium (A): Mg-Al-Basislegierungen sind, im Bereich der Konstruktionswerkstoffe, die am häufigsten verwendeten Mg-Knetlegierungen, da der Zusatz von Al die Festigkeit, Duktilität bei Raumtemperatur und Gießbarkeit von Mg-Legierungen verbessert [164]. Die $Mg_{17}Al_{12}$ (β)-Phase, die sich entlang der Korngrenzen bildet, hat jedoch eine relativ niedrige Schmelztemperatur. Dies führt zu einer Instabilität des Gefüges bei erhöhten Temperaturen, zu einem Gleiten der Korngrenzen und in Folge dessen zu einer Verringerung der Festigkeit der Mg-Al-Legierungen [165]. Positiv bewirkt Aluminium eine Kornfeinung und einen verbesserten Korrosionswiderstand [112, 166].

Zink (Z): Zink wirkt als Mischkristallhärter und kann somit die Festigkeit bei Raumtemperatur verbessern. Bei einem erhöhten Anteil von Zink kommt es zur Ausscheidungsbildung, welche wiederum zu einer Härtesteigerung führt. Darüber hinaus wird eine Verbesserung der Gießbarkeit durch Verringerung der Viskosität in der Schmelze erreicht. Zink hat zudem eine kornfeinende Wirkung auf die Mikrostruktur und kann die Versetzungsbewegungen auf der Basalebene, durch ein Senken der Stapelfehlerenergie, beeinträchtigen. In SE-haltigen Legierungen kommt es zudem erst durch das Zulegieren von Zn zur Ausbildung der SE-Texturkomponenten [106, 167-169].

Yttrium (W): Die Zugabe von Y ermöglicht, aufgrund der unterschiedlichen Atomradien von Y (Atomradius: 212 pm) und Mg (Atomradius: 145 pm), eine Verfestigung, welche sowohl durch Mischkristallbildung als auch durch Ausscheidungsbildung ermöglicht wird. Bei 400 °C liegt die Löslichkeit mit 6,5 Gew.-% relativ hoch im Vergleich zu anderen SE-Elementen [38, 170, 171]. Eine Zunahme der Duktilität von Mg-Y-Legierungen, die eine erhöhte plastische Verformung ermöglicht, kann auf eine höhere Aktivität von $c+a$ -Gleitsystemen zurückgeführt werden [135, 146]. Die erhöhte Duktilität wird auch durch eine Verringerung der Stapelfehlerenergie begründet, die mit der Aktivierung der nichtbasalen Gleitung durch Zulegierung von Yttrium einhergeht [39]. Im Vergleich zu herkömmlichen Mg-Legierungen schwächen Seltene Erden (SE) oder Y haltige Mg-Legierungen, die kristallografische Textur und verbessern die mechanischen Eigenschaften [60]. Zudem führt das Yttrium als Legierungselement auch dazu, dass sich die relative Aktivität von Verformungsmechanismen (Gleiten und Zwillingsbildung) und das Zusammenspiel mit den Rekristallisationsmechanismen verändert [33, 135, 172].

Mangan (M): Das Legierungselement Mangan ist in geringen Mengen in vielen technischen Magnesiumlegierungen zur Steigerung des Korrosionswiderstandes enthalten. Mangan bildet in Magnesiumlegierungen stabile, intermetallische Phasen, in denen Verunreinigungen wie Eisen oder Silizium abgebunden werden [173]. Zudem erhöht Mangan die Zugfestigkeit, verbessert das Gießverhalten und führt zu einem Kornfeinungseffekt [90]. Beim Strangpressen sorgt Mangan für eine Erweiterung des Prozessfensters. Folglich können höhere Pressgeschwindigkeiten und Presstemperaturen ohne Heißrissneigung zur Anwendung kommen [174]. In stranggepressten, feinkörnigen, binären Mn-Legierungen wurde eine hohe biaxiale Umformbarkeit nachgewiesen und mit Korngrenzgleitung, durch Senkung der Korngrenzenergie, begründet [175].

Calcium (X): Ca ist neben den Seltenen Erden eines der wirksamsten Legierungselemente zur Verbesserung der Duktilität von Magnesiumlegierungen [176, 177]. Es führt zu einer Texturabschwächung [24, 174] und zu einer Kornfeinung [178]. Zudem sorgt, bei Magnesiumlegierungen, die Zugabe von Ca für eine verzögerte Rekristallisation [116-119]. Dieser Effekt ist besonders in ternären Zn-Ca-Magnesiumlegierungen ausgeprägt [30]. In Mg-Zn-Ca haltigen Legierungen kann es sowohl beim Walzen als auch beim Strangpressen, zu einer, für SE-haltige Legierungen charakteristischen, Texturkomponentenausbildung kommen [24, 29, 179, 180].

3 Zielsetzung

Der Einsatz von Magnesiumflachprodukten ist aufgrund der hexagonalen Kristallstruktur und der Ausbildung einer starken kristallographischen Textur bei Massivumformprozessen deutlich eingeschränkt. Dies hat sowohl auf die mechanischen Eigenschaften als auch auf die Umformbarkeit bei Raumtemperatur Auswirkungen.

Aus diesem Grund soll im Rahmen dieser Arbeit insbesondere die Umformbarkeit bei Raumtemperatur von Mg-Legierungen durch eine auf die Legierung abgestimmte Prozessführung untersucht und verbessert werden. Für eine Verbesserung der Halbzeugeigenschaften ist die genaue Kenntnis der Beeinflussung von Mikrostruktur und Textur durch die Legierungselemente, in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, notwendig.

Daher erfolgt die Herstellung der Flachprodukte mittels Walzen und durch direktes Strangpressen. Die tragenden Mechanismen für die Gefügeentwicklung sind beim Walzen die statische Rekristallisation und beim Strangpressen die dynamische Rekristallisation. Folglich finden diese zwei Herstellrouten Verwendung, um den Einfluss der unterschiedlichen Rekristallisationsmechanismen auf die Halbzeugeigenschaften zu untersuchen. Die Analyse des Legierungseinflusses erfolgt auf Basis einer yttriumhaltigen Magnesiumlegierung mit Zn, Mn, Ca als Zulegierungselemente (W1, WZ10, WZM100, WZX100, WZMX1000). Zn und Ca sind bekannt dafür, das Rekristallisationsverhalten zu beeinflussen. Mn hingegen ist bekannt dafür, als Kornfeiner zu wirken und so die Festigkeit zu steigern. Als Vergleichslegierung wird AZ31 gewählt, da hier kein Einfluss von Seltenen Erden auf die Rekristallisationsmechanismen vorhanden ist.

Folgende Fragestellungen stehen dabei im Vordergrund:

- **Wie wird die Prozessierbarkeit durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses beeinflusst?**
- **Wie verändern sich Mikrostruktur und Textur durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses?**
- **Welchen Einfluss nimmt die Mikrostruktur und Textur auf die Halbzeugeigenschaften der Flachprodukte?**

Um diese Fragestellungen zu klären, werden Flachprodukte unter Variation der Prozesstemperatur zum einen durch den konventionellen Walzprozess und zum anderen durch das direkte Strangpressen hergestellt. An allen Flachprodukten wird eine Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C durchgeführt, um zudem eine Aussage darüber treffen zu können, wie eine anschließende statische Rekristallisation die Mikrostruktur und die kristallographische Orientierung der Körner beeinflusst.

Eine systematische Analyse aller Zustände findet mittels metallographischer Gefügeanalyse und XRD-Texturmessungen statt. EBSD-Messungen an ausgewählten Zuständen dienen dazu, bestimmte Gefügefraktionen und deren Textur zu unterscheiden und diese in Relation zu den Rekristallisationsmechanismen setzen zu können. Die Bewertung der Prozessierbarkeit basiert auf den Prozessfenstern (Temperaturbereich). Beim Strangpressen bietet die Analyse der Pressdiagramme eine weitere Möglichkeit, eine Aussage über die legierungsabhängige Prozessierbarkeit treffen zu können. Diese wird in Korrelation mit der Mikrostrukturentwicklung gesetzt. Die Analyse der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur erfolgt durch uniaxiale Zugversuche in Längs- und in Querrichtung und um die Umformbarkeit beurteilen zu können, werden Erichsentiefungsversuche durchgeführt. Des Weiteren ist eine Korrelation zwischen Textur und Verformbarkeit aufzeigbar.

Zielsetzung

Insbesondere die Analyse der prozess- und legierungsabhängigen Mikrostruktur- und Texturentwicklung erweitern den Stand der Technik. Hierbei wird deutlich wie ausschlaggebend die verschiedenen Rekristallisationsmechanismen (DRX und SRX) sind. Auf der Grundlage der Erkenntnisse dieser Studie sollte es möglich sein, einen wesentlichen Beitrag zum legierungsabhängigen Verständnis der Zusammenhänge zwischen den Herstellungsprozessen/ -parametern und der Mikrostruktur und den daraus resultierenden Eigenschaften der Flachprodukte zu leisten. Die erlangten Erkenntnisse sollen besonders dazu dienen, die Umformbarkeit bei Raumtemperatur zu verbessern.

4 Materialien und Methoden

4.1 Herstellung des Ausgangsmaterials

Die Ausgangsmaterialien für die Walz- und Strangpressversuche für die Legierung AZ31 wurden maschinell aus industriell gefertigtem AZ31 (Mg-3Al-1Zn-Mn)-Masseln hergestellt. Für die nicht kommerziell zur Verfügung stehenden yttriumhaltigen Legierungen, welche in Tabelle 4.1 aufgelistet sind, erfolgten Abgüsse in der Versuchsgießerei des Magnesium Innovations Centers (MagIC).

Tabelle 4.1: Kalkulierte Zusammensetzung der yttriumhaltigen Legierungen

Legierung	Y [Gew.-%]	Zn [Gew.-%]	Mn [Gew.-%]	Ca [Gew.-%]
W1	1,0	-	-	-
WZ10	1,0	0,5	-	-
WZM100	1,0	0,5	0,6	-
WZX100	1,0	0,5	-	0,15
WZMX1000	1,0	0,5	0,6	0,15

Die Gussrohlinge wurden, unter Schutzgas (Argon-Schwefelhexafluorid-Gasgemisch), im Schwerkraft-Kokillenguss-Verfahren hergestellt [181]. Als Ausgangsmaterial für die Abgüsse kam Magnesium mit einer Reinheit von 99,9 % zum Einsatz. Der Reinheitsgehalt von Yttrium, Calcium und Zink liegt bei mindestens 99,9 %. Mangan wurde als 2 Gew.-% Masterlegierung (M2) zulegiert. Chemische Analysen von M2 und Mg sind in Tabelle 4.2 abgebildet. Die Menge der anderen Verunreinigungen im Ausgangsmaterial ist vernachlässigbar gering.

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung des Ausgangsmaterials in Gew.-%

	Mg [Gew.-%]	Mn [Gew.-%]	Fe [Gew.-%]	Cu [Gew.-%]	Ni [Gew.-%]	Si [Gew.-%]
Mg	99,97		0,0014	0,0002	<0,0002	0,0058
M2	97,96	2,00	0,012	0,0013	<0,0002	<0,0001

Um eine gerichtete, gleichmäßige Erstarrung zu garantieren, wurden die mit Schmelze gefüllten Kokillen, mit einer konstanten Geschwindigkeit, in einem Wasserbad abgekühlt [181]. Der Abguss fand in zwei unterschiedliche Kokillengeometrien (Rechteckkokille und Rundkokille) statt. In einem zerspanenden Herstellungsverfahren wurde aus jeder Rundkokille zwei Strangpressbolzen und aus der Rechteckkokille je 9 Walzbrammen gefertigt. Die Abbildung 4.1 stellt schematisch die Entnahme der Walzbrammen und Strangpressbolzen aus den unterschiedliche Kokillengeometrien, sowie deren Abmessungen, dar. Nach der maschinellen Fertigung erfolgte eine Homogenisierungsglühung der Walzbrammen und Strangpressbolzen. Diese wurde bei der Legierung AZ31 für 16 Stunden bei 400°C und bei den yttriumhaltigen Legierungen für 16 Stunden bei 500 °C durchgeführt.

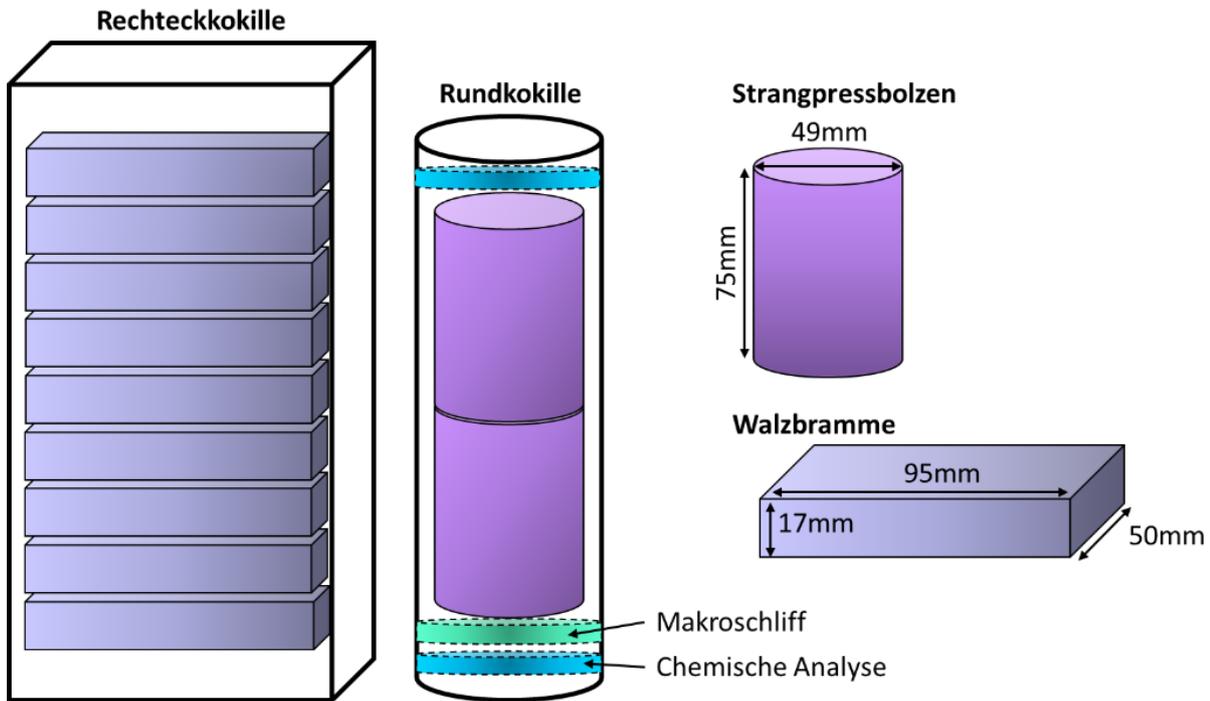


Abbildung 4.1: Probenentnahmeschema und Geometrien der Strangpressbolzen und Walzbrammen

4.2 Charakterisierung des Gussmaterials

Die Charakterisierung des Ausgangsmaterials für die Walz- und Strangpressversuche erfolgte mittels spektroskopischer Analyse, optischer Beurteilung der Makroschliffe und Rasterelektronenmikroskopie, in Verbindung mit EDX.

Proben für die chemische Analyse wurden am oberen und unteren Ende des Gusstücks entnommen (siehe Abbildung 4.1), um die homogene Verteilung der Legierungselemente im Gussmaterial überprüfen zu können. Die quantitative Zusammensetzung der einzelnen abgegossenen Legierungen erfolgte mittels Funkenspektrometrie (Al, Mn, Ca, Si), Röntgenfluoreszenzspektrometrie (Y, Zn) und Atomabsorptionsspektrometrie (Fe, Cu, Ni).

Die Beurteilung der makroskopischen Gefüge, über den kompletten Kokillenquerschnitt, fand optisch an fotografischen Aufnahmen (Digitalkamera Olympus UC90) statt. Für den Makroschliff wurde eine Scheibe, wie in Abbildung 4.1 dargestellt, herausgetrennt, geschliffen, poliert, mit Pikrinsäure geätzt und fotografisch dokumentiert. Das Schleifen und Polieren erfolgte per Hand auf einer Tellerschleifmaschine ATM Saphir 360. Für das Schleifen fand Papier mit einer Körnung von 500 bis 2500 und für die Politur Magnesia usta, in Verbindung mit Seifenwasser, Verwendung. Geätzt wurde nach Kree et al. [182] mit Pikrinsäure für 1-4 Minuten.

Mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) VEGA III der Firma TESCAN, ausgestattet mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX), wurden die Morphologie und die chemischen Zusammensetzungen, der in den Legierungen vorhandenen intermetallischen Sekundärphasen, analysiert. Die ermittelten Werte erlauben es jedoch lediglich, qualitative Aussagen zu der Zusammensetzung zu treffen. Dies ist in der Größe des EDX-Messvolumens begründet, wodurch Bereiche in die quantitative Analyse eingehen, die nicht zu dem gewünschten Messpunkt (z.B. intermetallische Phase) gehören. Die REM-Bilder wurden im Rückstreucontrast (BSE) aufgenommen. Hierbei fand eine Analyse der vom Prüfkörper rückgestreuten, hochenergetischen Elektronen Verwendung. Die Intensität des Messsignals ist hierbei immer von der Ordnungszahl des Elements

abhängig, von dem die Elektronen rückgestreut werden. Abhängig von der Ordnungszahl der Elemente erscheinen sie heller (hohe Ordnungszahl) oder dunkler (niedrige Ordnungszahl). Die Analyse auf Basis rückgestreuter Elektronen ermöglicht es daher Rückschlüsse auf die chemische Zusammensetzung des Probenmessbereichs zu ziehen [183]. Für die EDX-Messungen wurde eine Spannung von 15 kV und eine Totzeit von 100 Sekunden verwendet. Der finale Politurschritt der Proben erfolgte manuell mit wasserfreiem OPS und anschließender gründlichen Reinigung mit Ethanol. Darüber hinaus wurde das Einbettmittel mit Graphit beschichtet, sodass die Proben im REM leitfähig sind.

4.3 Herstellungsprozesse der Flachprodukte

Für die Betrachtung des Einflusses des Massivumformprozesses und der Prozesstemperatur auf die legierungsabhängige Eigenschaftsentwicklung wurden zum einen die Flachprodukte durch den Walzprozess und zum anderen durch den direkten Strangpressprozess hergestellt.

4.3.1 Walzversuche

Für die Walzversuche kam ein Duo-Kaltwalzgerüst (Typ 205; maximal aufgebrauchte Walzkraft 50 t) der Firma Metz zum Einsatz. Die homogenisierten Walzbrammen, mit einer Walzbreite von 95 mm, einer Dicke von 17 mm und einer Länge von 50 mm, wurden nach dem Walzplan (Tabelle 4.3) in 14 Walzstichen, bis auf eine Enddicke von 1,4 mm, gewalzt. Die Walzgeschwindigkeit betrug ca. 16 m/min und blieb für alle Versuche unverändert. Um den Einfluss der Walztemperatur auf die Eigenschaftsentwicklung der verschiedenen Legierungen zu untersuchen, wurde ein Temperaturintervall von 400 °C bis 500 °C gewählt.

Tabelle 4.3: Gewählte Walzparameter mit steigendem Verformungsgrad von 0,1 bis auf 0,3

Walzstich	Umformgrad ϕ	Dicke geplant [mm]	Glühzeit [min]
		17,00	30
1	0,10	15,38	15
2	0,10	13,92	15
3	0,10	12,59	15
4	0,10	11,40	15
5	0,20	9,33	15
6	0,20	7,64	15
7	0,20	6,25	15
8	0,20	5,12	15
9	0,20	4,19	15
10	0,20	3,43	15
11	0,20	2,81	15
12	0,20	2,30	15
13	0,20	1,88	15
14	0,30	1,40	15

Der Walzprozess ist in Abbildung 4.2, temperatur- und zeitabhängig, schematisch aufgezeigt. Vor dem ersten Walzstich wurden die Walzbrammen in einem Umluftofen der Fa. Nabertherm für 30 min auf die Walztemperatur erwärmt. Nach jedem weiteren Walzstich erfolgte eine Zwischenglühung von 15 min, bei der im Versuch verwendeten Walztemperatur. Der niedrige Umformgrad von 0,1 zu Beginn des Walzprozesses soll eine vorzeitige Rissbildung oder ein Reißen der Walzbrammen verhindern. Ab dem 5. Walzstich kam zudem ein Schmiermittel (Multifunktionsöl HYCUT SW 220 der Fa. Oemeta und

Wasser im Verhältnis 1:20) zum Einsatz, um ein Anhaften des Mg auf der Walze zu unterbinden. Der letzte Walzstich erfolgte mit einem Umformgrad von 0,3, um ein verformtes Gefüge mit einer möglichst hohen Versetzungsdichte zu erzielen.

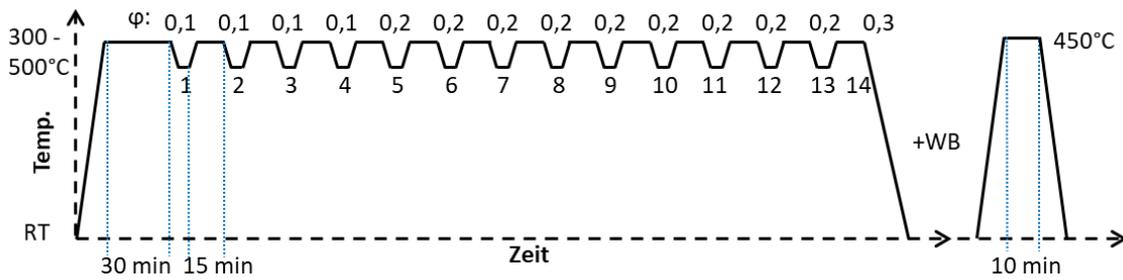


Abbildung 4.2: Schematische Darstellung vom Walzversuch und der anschließenden Wärmebehandlung (WB)

Die gewalzten Bleche wurden nach dem letzten Stich an der Luft auf Raumtemperatur abgekühlt und nicht wieder erwärmt, sodass der Walzzustand als Ausgangsmaterial für nachfolgende Untersuchungen genutzt werden konnte. Die gefertigten Bleche haben eine Länge von ca. 550 mm und eine Breite ca. 110 mm. Zudem wurde eine 10-minütige Wärmebehandlung bei 450 °C durchgeführt, um eine Rekristallisation des Werkstoffes nach dem letzten Walzstich herbeizuführen. Dies dient dazu, den Einfluss der statischen Rekristallisation auf die Textur-bzw. Eigenschaftsentwicklung aufzeigen zu können.

4.3.2 Strangpressversuche

Die Herstellung der Magnesiumbänder mit einer Breite von 40 mm und einer Dicke von 2 mm erfolgte durch das direkte Strangpressverfahren auf einer 2,5 MN Versuchsstrangpresse der Fa. Müller Engineering. Zum Einsatz kam eine Matrize mit einem Einlaufwinkel von 45° und einer Spaltöffnung von 40 x 2 mm. Eine graphische Darstellung mit den relevanten Maßen ist in Abbildung 4.3 abgebildet. Für die Strangpressversuche fand homogenisiertes Ausgangsmaterial in Form von gegossenen Bolzen, mit einer Länge von 75 mm und einem Durchmesser von 49 mm, Verwendung.

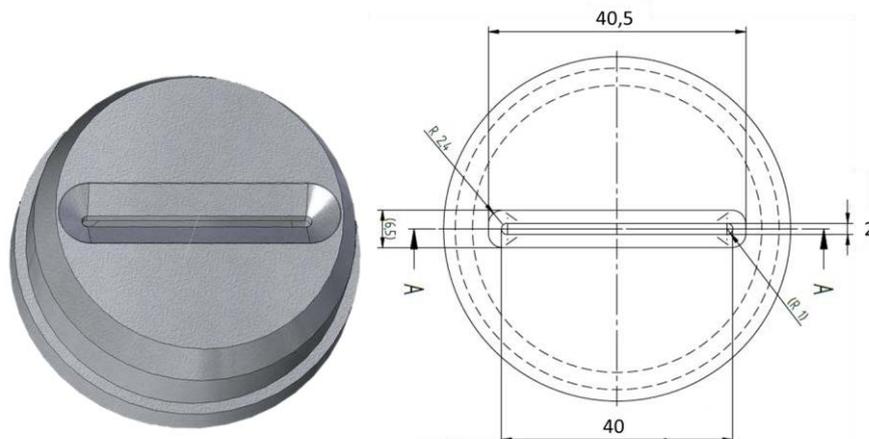


Abbildung 4.3: Darstellung der für diese Studie verwendeten Matrize, Bemaßung in mm

In Abbildung 4.4 ist für den Strangpressversuch der Temperaturverlauf über die Zeit dargestellt. Die Strangpressbolzen wurden vor dem Versuch für 60 min auf die im Versuch verwendeten Strangpresstemperatur gebracht. Nach dem Versuch erfolgte die Abkühlung der Bänder auf Raumtemperatur an der Luft. Im Vergleich zum Walzprozess fand die Massivumformung beim Strangpressen in nur einem Umformschritt, mit einem Gesamtumformgrad von 3,2 bzw. mit einem

Pressverhältnis von $R=24,5:1$, statt. An den stranggepressten Bändern wurde die gleiche Wärmebehandlung (10 min bei $450\text{ }^{\circ}\text{C}$) wie bei den gewalzten Blechen durchgeführt. Die Wärmebehandlung dient dazu, die Kombination aus dynamischer Rekristallisation (Prozess) und statischer Rekristallisation (Wärmebehandlung) auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung aufzeigen zu können. Die gewählten Strangpressbedingungen sind in Tabelle 4.4 dargestellt.

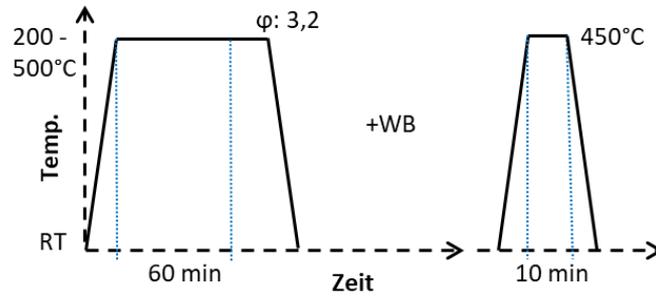


Abbildung 4.4: Schematische Darstellung des Strangpressversuches und der anschließenden Wärmebehandlung (WB)

Tabelle 4.4: Prozessparameter für die Strangpressversuche

Legierung	v_s [mm/s]	T_s [°C]
AZ31	0,6	200; 250; 300; 350; 400; 450; 500
W1	0,6	300; 325; 350; 375; 400; 450; 500
WZ10	0,6	300; 325; 350; 375; 400; 450; 500
WZM100	0,6	325; 350; 375; 400; 450
WZX100	0,6	325; 350; 375; 400; 450
WZMX1000	0,6	325; 350; 375; 400; 450

Abbildung 4.5 zeigt exemplarisch ein Pressdiagramm, wobei die Presskraft über dem Stempelweg aufgetragen ist. Für alle Versuche fand eine manuelle Ziehvorrichtung (Puller) Verwendung. Bei dieser wird das stranggepresste Band vorne eingeklemmt und mit einem Seil entlang eines Rollengangs, mittels Zug, geführt. Somit ist ein gerades, stranggepresstes Band für die späteren Analysen sichergestellt. Zur Befestigung des Pullers ist es nötig den Prozess zu stoppen. Dies spiegelt sich in einem punktuellen Kraftabfall in der Presskraftkurve wider. Zudem ist, über die Bezeichnung „verwendetes Material“, dargestellt, aus welchem Bereich das Material für die verschiedenen Untersuchungen entnommen wurde. In diesem Bereich ist von stationären Pressbedingungen und homogenen Materialeigenschaften auszugehen.

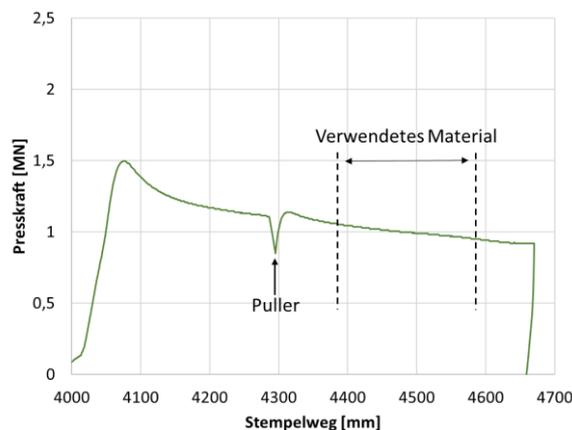


Abbildung 4.5: exemplarisches Pressdiagramm

4.4 Charakterisierung der Flachprodukte

Um einen Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur, Textur und den mechanischen Eigenschaften bzw. den Umformeigenschaften aufzuzeigen, ist eine detaillierte Analyse der Mikrostrukturen im gewalzten und stranggepressten Zustand, sowie deren wärmebehandelte Zustände, erforderlich.

Die mikrostrukturelle Charakterisierung erfolgte mittels optischer Mikroskopie (OM), Rasterelektronenmikroskopie (REM), globaler (Röntgen) und lokaler Texturmessungen (EBSD). Um detaillierte Texturaussagen treffen zu können, wurde die globale Textur mittels Röntgendiffraktion und die lokale Textur mittels EBSD bestimmt. Die Elektronenrückstreubeugung (EBSD) Messungen ermöglichen zudem genaue Mikrostrukturanalysen.

4.4.1 Gefügeuntersuchungen

Die optische Begutachtung (OM) des Gefüges wurde an einem Auflichtmikroskop Leica DMI5000M durchgeführt. Die Probenpräparation für die stranggepressten Bänder bzw. gewalzten Bleche erfolgte anhand von Längsschliffen in Walzrichtung (WR) bzw. in Strangpressrichtung (SR). Zunächst wurden die Proben für die lichtoptische Analyse mit dem Zweikomponenten-Kalteinbettmittel Demotec 30 eingebettet. Das Schleifen und Polieren fand auf einer halbautomatischen Tellerschleifmaschine Saphir 550.3 statt. Geschliffen wurde mit Schleifpapier der Körnung 1200, 2000 und 2500, einem Gesamtanpressdruck von 35 N und einer Rotationsgeschwindigkeit von 250 1/min. Das Schleifen der Proben erfolgte mit den ersten zwei Schleifpapieren für je 3 Minuten und mit dem Schleifpapier der Körnung 2500 für 10 Minuten. Die Politur wurde mit einem Gesamtanpressdruck von 20 N und einer Geschwindigkeit von 80 1/min durchgeführt. Die Vorpolitur der Proben erfolgte auf einem Vliestuch mit einer Siliciumoxid Suspension (OPS – oxide polishing suspension) für 30 Minuten. Bei den Y-haltigen Proben wurde eine geringe Menge 0,25 µm-Diamant-Suspension und bei den AZ31 Schliffen 1 µm-Diamant-Suspension zu der OPS hinzugegeben. Für die manuelle Nachpolitur fand als Suspension OPS und eine NaOH-Seifenwasserlösung Verwendung. Für den Korngrenzen- und Flächenkontrast wurde das Gefüge nach Kree et al. [182] mit Pikrinsäure für 5-10 Sekunden geätzt. Die Säure setzt sich wie folgt zusammen: 10 ml destilliertes Wasser, 7 ml Eisessig, 150 ml Ethanol und 2 Löffel Pikrinsäure. Die Korngrößenmessung erfolgte durch das Linienschnittverfahren nach Norm DIN EN ISO 643 [184]. Dazu wurden in jedem Schliffbild mindestens 50 Körner gezählt und anschließend der Mittelwert und die Standardabweichung der Korngröße aus drei Schliffbildern von verschiedenen Positionen auf der Probe bestimmt.

Für die Analyse von Elementsegregationen an den Korngrenzen kam ein Rastertransmissionselektronenmikroskop (STEM) zum Einsatz. Die Proben für das STEM wurden aus der Querebene des Flachproduktes mit einem Zweistrahl-REM-FIB-Mikroskop, ZEISS Crossbeam 550L, hergestellt. Die Analyse der EDX-Messdaten erfolgte mit dem Programm AZtec von Oxford Instruments.

4.4.2 Globale Texturbestimmung mittels Röntgendiffraktion

Zur globalen Texturmessung wurde ein Röntgendiffraktometer der Fa. PANalytical Typ X'Pert PRO MRD verwendet. Die angewendete Messmethode zur Bestimmung der kristallographischen Textur beruht auf dem Phänomen der Bragg'schen Beugung von Röntgenstrahlung an Kristallgittern [61, 128]:

$$n \times \lambda = 2 \times d \times \sin \theta \quad (9)$$

Die schematische Darstellung der röntgendiffraktometrischen Texturmessung ist in Abbildung 4.6 abgebildet. Röntgenstrahlen der Wellenlänge λ fallen auf Gitterebenen mit dem Abstand d unter dem Bragg'schen Winkel θ ein, wobei n die Ordnung der Beugung beschreibt. Eine Detektion der emittierten Röntgenstrahlen, also eine konstruktive Interferenz an parallelen Gitterebenen gebeugter Strahlen ist nur dann möglich, wenn diese in Phase sind. Dies ist nur dann gegeben, wenn der Laufwegunterschied ein ganzzahliges Vielfaches der Wellenlänge beträgt [61, 128]. Zur Erfassung der gesamten Orientierungsverteilung der Kristallite wird die Probe um die als ψ und ϕ bezeichneten Winkel bei gleichbleibendem Einfallswinkel θ gedreht bzw. gekippt.

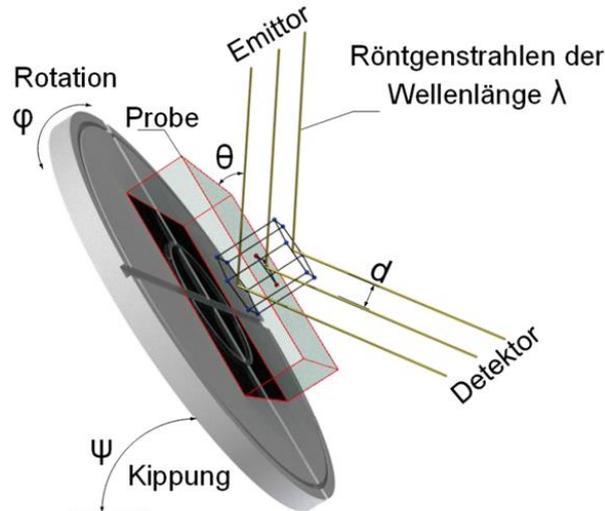


Abbildung 4.6: Schematische Darstellung einer röntgendiffraktometrischen Texturmessung [185]

Für die Präparation der Texturproben wurden $30 \times 30 \text{ mm}^2$ große Proben auf einer Plexiglasplatte fixiert. Um die Textur auf der halben Probendicke messen zu können, erfolgte ein manuelles Schleifen und Polieren der Proben auf die Hälfte der Ausgangsdicke. Für die Messung wurden die Proben im Reflektionsmodus in die Eulerwiege montiert.

Die verwendete Röntgenstrahlung entspricht der Kupfer-K α -Strahlung. Diese wurde, um eine monochrome Röntgenstrahlung zu erzeugen, durch einen Nickelfilter auf die Probe geleitet. Die reflektierten Strahlen wurden in den Blenden gebündelt und anschließend im Detektor erfasst. Für alle Messungen kam ein Strahl mit einer Größe von $2 \times 1 \text{ mm}^2$ zum Einsatz. Als erster Schritt erfolgte von jeder Probe ein θ - 2θ -Scan, bei einem Kippwinkel ψ von 50° . Die durch den θ - 2θ -Scan ermittelten Werte der 2θ -Winkel wurden in das Messprogramm, zur Messung der Polfiguren, eingegeben. Für die Erfassung der gesamten Orientierungsverteilung erfolgte bei den jeweiligen konstanten 2θ -Winkel eine Neigung der Probe über den Kippwinkel ψ in 5° -Schritten von 0° bis 70° und bei jeder Neigung, eine kontinuierliche Rotation um ϕ 360° . Zu jedem ϕ -Scan wurde zudem jeweils um eine Auslenkung von $2,5^\circ$ neben dem 2θ -Winkel eine Messung durchgeführt, um die Untergründe für die spätere Korrektur der Messung zu detektieren.

4.4.3 Auswertung und Darstellung von Texturen mit MTEX

Aus den gemessenen Polfiguren der (0002), (10-10), (11-20), (10-11), (10-12) und (10-13) -Ebenen wurden mit Hilfe des Programms MTEX [186], über die Orientierungsverteilungsfunktion (ODF), die normierten und untergrundkorrigierten Polfiguren, vollständig bis $\psi = 90^\circ$, rückgerechnet. Mit dieser Methode ist es möglich, die Polfiguren der Ebenen (0002) und (10-10), unter Angabe der Orientierungsintensitäten, als Vielfache einer angenommenen Zufallsverteilung (englisch: multiples of a random distribution, m.r.d.) für die Ergebnisse zu visualisieren. Zudem erfolgte durch eine Skript-

Erweiterung die Auslesung der Kippwinkel der (0002) – Polfigur über die Texturintensität, um genauere Aussagen über die winkelabhängige Intensitätsverteilung bzw. Texturentwicklung geben zu können. Die in dieser Arbeit dargestellten idealen Texturkomponenten (siehe Abbildung 2.11 - Abbildung 2.13 und Abbildung 6.7) wurden mit Hilfe von MTEX berechnet. Hierfür kam eine Funktion zum Einsatz, die durch die Miller-Indizes der Ebene und Richtung der idealen Komponente es möglich macht, diese zu visualisieren. Die verwendete Funktion ist in Rafailov et al. [187] zu finden.

4.4.4 EBSD Messung zur Bestimmung der lokalen Textur und detaillierter Mikrostrukturanalysen

Mit Hilfe der Elektronenrückstreuungsbeugung (EBSD) wurden lokale Orientierungsmuster, mit einem Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop (Zeiss, Ultra 55, EDAX/TSL), an Längsschnitten der Proben gemessen. Die Probenpräparation hierfür ähnelte der der EDX-Proben. Nach der manuellen Politur erfolgte das Ausbetten der Proben und anschließend eine Elektropolitur (LectroPol-5 Struers™), mit dem Elektrolyt AC2 Lösung (Struers™) bei -20 °C und einer Spannung von 30 V für 30-60 Sekunden (Zustands- und Legierungsabhängig). Um die Oxidationsschicht auf der Probe zu entfernen, welche bei dieser Art von Politur entstehen kann, kam 0,1 % Salpetersäure zum Einsatz. Die elektrolytische Politur diente dazu, unerwünschte Artefakte, die durch die Probenpräparation entstehen können, wie z.B. mechanische Zwillinge oder feine Kratzer, zu beseitigen.

Bei der EBSD-Messung trifft ein Elektronenstrahl auf eine, um 70°, horizontal zur Messfläche, gekippten Probe. Dabei wird der Elektronenstrahl an den Gitterebenen der Probe gebeugt. Die rückgestreuten Elektronen werden über einen Phosphorschirm erfasst und nicht nur an einer bestimmten Gitterebene, sondern an allen vorhanden kristallographischen Ebenen gestreut, rückgestreut und detektiert. Das Beugungsbild wird durch die Kikuchi-Linien (Abbildung 4.7 a)) charakterisiert. Besonders aussagekräftig sind hierbei Bereiche, bei denen sich Linien kreuzen, da diese Punkte eine genaue Gitterorientierung wiedergeben. Durch die lokalen Gitterorientierungsinformationen können detaillierte Orientierungsänderungen, in Form von EBSD-Bildern (Abbildung 4.7 b)), in jedem gemessenen Korn analysiert werden [188, 189]. Gemessen wurde in der Mitte der Blechdicke bzw. des Flachproduktes. Die Anpassung der Messfläche und der Schrittweite erfolgte an den Zustand (Korngröße, Verformungsgrad) der Probe.

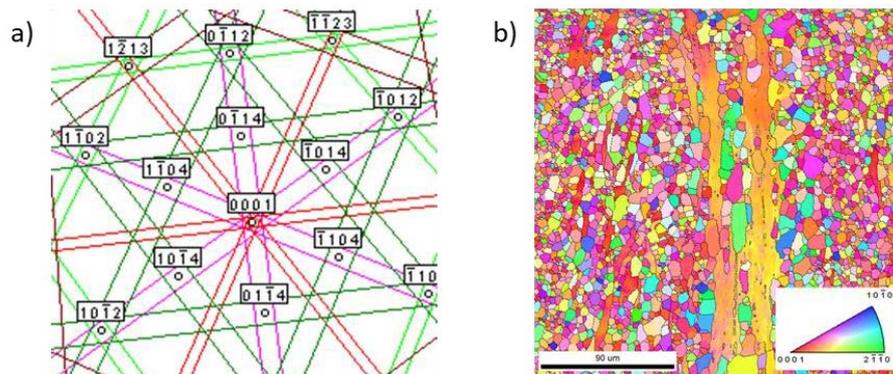


Abbildung 4.7: a) Kikuchi-Linien [60] b) EBSD-Orientierungskarte (IPF) (eigene Arbeit)

Für die Auswertung der EBSD-Messungen kam mit der Software OIM Analysis™ der Firma EDAX zum Einsatz. Um die Messergebnisse der EBSD-Messungen mit den mittels Röntgendiffraktometer bestimmten Texturmessungen vergleichen zu können, müssen die Koordinatensysteme aneinander angeglichen werden. Hierfür erfolgte eine Rotation um 90° um WR, bzw. SR der Messdaten.

Verschiedene Datenglättungsverfahren fanden mit Hilfe der TSL-„clean up“-Funktionen Verwendung. Dieses standardisierte Verfahren beruht auf einem Kornkonfidenzindex (CI) „grain CI standardisation“ und einer CI- Nachbarschaftskorrelation „neighbour CI Correlation“. Beim CI handelt es sich um den

confidence index. Dieser gibt die Messsicherheit eines jeden Messpunktes an und wird über die Übereinstimmung der Orientierung der einzelnen Messpunkte, mit der im Programm hinterlegten Einheitszelle, bestimmt. Mit der ersten Funktion „grain CI standardisation“ können gemessene Punkte mit niedrigem CI, jedoch ähnlicher Orientierung zu den umliegend gemessenen Punkten, als korrekt indiziert bewertet werden.

Für die Einstellungen wurde ein Korntoleranzwinkel von 5° und eine Mindestkorngröße von 2 Messpunkten gewählt. Die zweite Funktion „neighbour CI correlation“ wurde auf einen Wert von 0,04 eingestellt. Im Falle eines Punktes mit niedrigerem Konfidenzindex, wird der Nachbar mit dem höchsten Konfidenzindex ausgewählt und die Orientierung ersetzt. Die Kombination beider Glättungsfunktionen ermöglicht eine klare Identifizierung der Korngrenzen.

Zur Analyse der EBSD-Messdaten kamen verschiedene Selektionsfunktionen zum Einsatz. Eine Übersicht der angewandten EBSD-Funktionen ist in Tabelle 4.5 aufgelistet. Bei der GOS (Grain Orientation Spread) –Funktion wird die Bandbreite der Orientierungen der Messpunkte, die in einem Korn gemessen werden, gemittelt und ihre Variationsbreite erfasst. Auf diese Weise können rekristallisierte Körner von nicht rekristallisierten (verformten) Körnern unterschieden werden. Eine übliche Annahme ist es, bei einem GOS kleiner als 1, von einem rekristallisierten Korn auszugehen [24, 29, 108].

Tabelle 4.5: EBSD Funktionen und ihre Verwendung [74, 108]

Name	Funktion	Bewertung
Grain Orientation Spread (GOS)	Gefügefraktion mit gegrenzter Orientierungsverteilungsbreite der Messpunkte eines Korns	$<1^\circ$: Rekristallisierte Gefügefraktion $>1^\circ$: Verformte Gefügefraktion
Misorientation Angle Chart	Relativer Anteil an Misorientierungswinkel zwischen zwei Messpunkten	relativer Anteil von Zwillingssystemen
Rotation Angle	Farbliche Hervorhebung von einem bestimmten Misorientierungswinkel zwischen zwei Messpunkten	12° : Großwinkelkorngrenzen (schwarz)
Axis Angle	Farbliche Hervorhebung bestimmter Misorientierungswinkel mit definierter Richtung	38° : {10-11}-{10-12} Doppelzwillinge (gelb) 56° : {10-11}<1-210> Druckzwillinge (blau) 86° : {10-12}<1-210> Zugzwillinge (rot)
Kernel Average Misorientation (KAM)	durchschnittliche Fehlorientierung um einen Messpunkt in Bezug auf den 2. Nachbarn	Grad der Vorformung von $0 - 5^\circ$ nach Farbskala

Der Misorientierungswinkel ist der Winkel (von allen symmetrisch äquivalenten Möglichkeiten, basierend auf der Achsen-/Winkelbeschreibung der Orientierung), der erforderlich ist, um zwei Gitter zur Deckung zu bringen. Der relative Anteil der jeweiligen Misorientierungswinkel lässt sich in einem Diagramm wiedergegeben („Misorientation Angle-Number Fraction“), welches die Möglichkeit bietet, den relativen Anteil von Zwillingen wiederzuspiegeln.

Die Funktion „Rotation Angle“ wurde verwendet, um Korngrenzen farblich hervorzuheben. Dabei wurde für Großwinkelkorngrenzen die Misorientierungswinkel zwischen zwei Messpunkten herangezogen, die einen Winkel von 12° haben.

Um die Zwillingssysteme farblich zu kennzeichnen, wurde die Funktion „Axis Angle“ angewandt. Hierbei ist es möglich, Grenzflächen unter Verwendung aller drei Misorientierungsparameter zu isolieren. Zum Beispiel können Grenzen, die die Zwillingsbeziehung in hcp-Materialien erfüllen, als 86° -Drehung um die <1-210> Kristallrichtung beschrieben werden. Die zu den Zwillingen dazugehörigen Misorientierungswinkel und Richtungen sind in Tabelle 2.1 zu finden

Die „Kernel Average Misorientation“ (KAM), kam als Maß für die lokale Kornfehlorientierung zum Einsatz. KAM quantifiziert die durchschnittliche Fehlorientierung um einen Messpunkt, in Bezug auf eine definierte Gruppe von nächsten Nachbarpunkten. In diesem Verfahren wird die dem Mittelpunkt

eines bestimmten Korn zugeordnete, lokale Fehlorientierung in Bezug auf alle Punkte im Umkreis des Kerns gesetzt. Im Allgemeinen ist die KAM in verformten Körnern, aufgrund der höheren Versetzungsdichte, hoch. Da die KAM-Analyse zum Verständnis lokaler Gitterverzerrungen, lokaler Verformung und hoher Versetzungsdichte beiträgt, kann sie auf gespeicherte Dehnungsenergie im Korn hinweisen. Für die untersuchten Proben wurden in der Analyse die zweiten Nachbarn mitgerechnet. Die Darstellung erfolgte auf einer Farbskala mit einer Fehlorientierung von 0 bis 5°.

4.4.5 Einachsiger Zugversuch

Die Bestimmung der mechanischen Kennwerte der Flachprodukte bei Raumtemperatur erfolgte mittels einachsigen Zugversuchs in Längs- und Querrichtung.

Über den einachsigen Zugversuch lässt sich eine Spannungs-Dehnungs-Kurve, durch Längung einer Probe bis zum Bruch, messen. Dies dient dazu, die mechanischen Eigenschaften (0,2 %-Dehngrenze ($R_{p0,2}$), die Zugfestigkeit (R_m), die Bruchdehnung (A) und die Gleichmaßdehnung (A_g)) zu bestimmen. Über die erlangten Kennwerte lassen sich unter anderem Aussagen über die Duktilität, aber auch Festigkeit eines Werkstoffes treffen.

Für die Zugversuche kam eine Universalprüfmaschine Z050, der Firma Zwick GmbH & Co.KG. zum Einsatz. Die folgende Abbildung 4.8 zeigt die Geometrien der Zugproben, in Anlehnung an DIN 50125 [190], mit modifizierter H-Probenform der in dieser Arbeit verwendeten Flachzugproben.

Zur statistischen Absicherung erfolgte die Messung an mindestens 3 Proben bei Raumtemperatur, mit einer konstanten Dehnrate von 10^{-3} s^{-1} , bis zum Versagen des Material. Die Längenänderung der Probe wurde mit einem Extensometer (Anfangsmesslänge: 12 mm) aufgenommen. Aus den aufgezeichneten Daten wurden Spannungs-Dehnungs-Diagramme aufbereitet und die mechanischen Eigenschaften bestimmt.

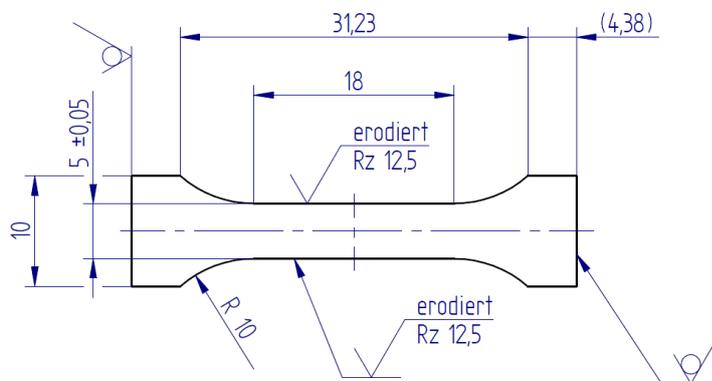


Abbildung 4.8: Geometrie der Zugproben

4.4.6 Tiefungsversuch nach Erichsen

Da aus den Ergebnissen des einachsigen Zugversuches nur bedingt auf das Umformverhalten unter 2-achsiger Belastung (biaxial) geschlossen werden kann, wurden Erichsentiefungsversuche durchgeführt. Mit Hilfe des Tiefungsversuches nach Erichsen (DIN EN ISO 20482) [191] ist es möglich, die Streckziehfähigkeit eines Flachproduktes oder Bleches zu beurteilen. Beim Verformen (Streckenziehen) des Bleches mit dem kugelförmigen Stempel, stellt sich ein biaxialer Spannungszustand ein und ermöglicht es somit, eine Aussage über die biaxiale Umformbarkeit eines Werkstoffes zu treffen.

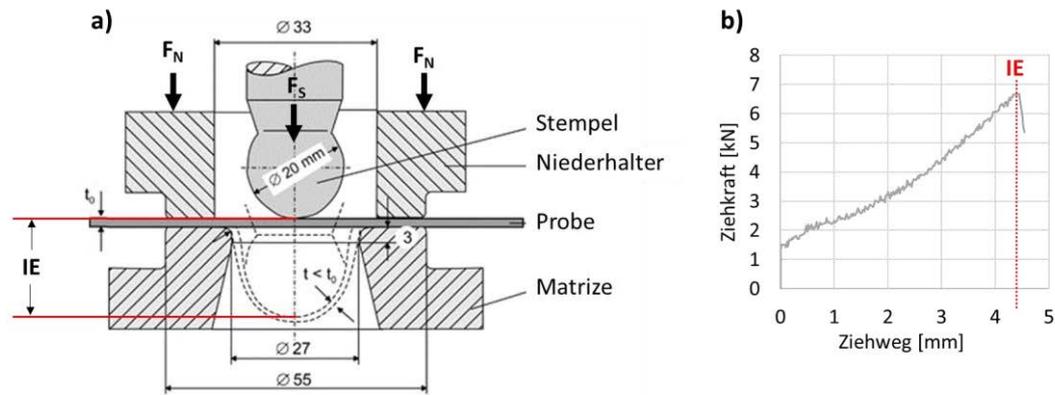


Abbildung 4.9: a) schematischer Erichsenversuchsaufbau (angelehnt an [192]) und b) Ziehweg-Ziehkraft-Diagramm

Beim Erichsenversuch (Abbildung 4.9) wird eine Probe zwischen dem Niederhalter und der Matrize, mit einer genormten Niederhalterkraft (F_N) von 10 kN, eingeklemmt, sodass ein Nachfließen des Blechwerkstoffes verhindert wird. Danach wird der Stempel mit einem Durchmesser von 20 mm mit einer Stempelgeschwindigkeit von 5 mm/min in die Probe eingedrückt, bis das Material versagt bzw. es zu einem signifikanten Kraftabfall in der Zieh- bzw. Stempelkraft (F_S) kommt. Die Eindringtiefe (Ziehweg) bei Rissentstehung wird in Millimetern, als Erichsenwert (IE), angegeben. Mindestens drei Versuche erfolgten an der Universalblechprüfmaschine, Erichsen 145-60, bei Raumtemperatur und unter Verwendung des Schmierstoffes Synthetiköl Molykote Multigliss.

5 Ergebnisse

Die Analyse des Ausgangsmaterials (Kapitel 5.1) der Flachprodukte (Gussmaterial) erfolgt mittels metallographischen Makroschliffen, Funkenspektrometrie und REM-Bildern im BSE-Kontrast und, in Verbindung mit EDX-Messungen. Des Weiteren wird eine separate prozesstemperaturabhängige Charakterisierung der gewalzten (Kapitel 5.2) und stranggepressten (Kapitel 5.3) Flachprodukte durchgeführt. Hierbei wird zuerst die Prozessierbarkeit analysiert. Diesem Schritt folgt eine Beschreibung des Einflusses der Prozesstemperatur auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung, sowie deren Effekt auf die mechanischen Eigenschaften bzw. das Umformvermögen. Die Gefügeanalyse erfolgt anhand von metallographischen Schliffen und der mittleren Korngröße. Die Texturcharakterisierung wird mit den globalen, mittels Röntgendiffraktion, gemessenen Texturen durchgeführt. Die prozessparameterabhängige Beschreibung der mechanischen Eigenschaften wird mit Zugversuchen in Längs- und Querrichtung beschrieben, sowie die Umformbarkeit anhand von Erichsenversuchen ermittelt.

Eine Darstellung detaillierter EBSD-Messungen von ausgewählten Zuständen folgt in der Diskussion. Dies dient dazu, sowohl legierungsabhängige Effekte auf das dynamische und statische Rekristallisationsverhalten als auch deren Einflüsse auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung aufzeigen und erörtern zu können.

Für das unterschiedliche Verformungs- und Rekristallisationsverhalten der Legierungen erfolgt eine systematische Analyse in Bezug auf die Legierungszusammensetzung, d.h. den Einfluss der Zulegierungselemente und den Einfluss des Prozesses bzw. der Prozesstemperatur. Die Erkenntnisse werden in Relation zur Umformbarkeit bzw. den mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur gesetzt und im weiteren Verlauf mit einer nicht yttriumhaltigen Legierung (AZ31) verglichen.

5.1 Ausgangsmaterial für die Walz- und Strangpressversuche

Das Ausgangsmaterial für die Walz- bzw. Strangpressversuche wurde für die yttriumhaltigen Legierungen (WZ10, WZM100, WZX100, WZMX1000) mittels Kokillengusses und für AZ31 aus industriell hergestellten Masseln gefertigt.

Die makroskopische Gefügestruktur der homogenisierten Strangpressbolzen sind in Abbildung 5.1 dargestellt. Die Analyse der makroskopischen Gefügestruktur der Walzbrammen weist ähnliche Gefüge wie die der Strangpressbolzen auf. Sie zeigt in den yttriumhaltigen Legierungen ein sehr grobkörniges, stängelförmiges Gefüge. AZ31 hat im Vergleich hierzu ein verhältnismäßig homogenes und sehr feinkörniges, globulares Gefüge. Eine für Mn eigentlich typische, kornfeinende Wirkung auf die Gussstruktur, ist in der WZM100- bzw. WZMX1000-Legierung nicht feststellbar. Aufgrund der sehr ähnlichen Makrostruktur der yttriumhaltigen Legierungen, kann der Einfluss der Kornstruktur, auf das legierungsabhängig Strangpress- bzw. Walzverhalten, für die spätere Betrachtung vernachlässigt werden.

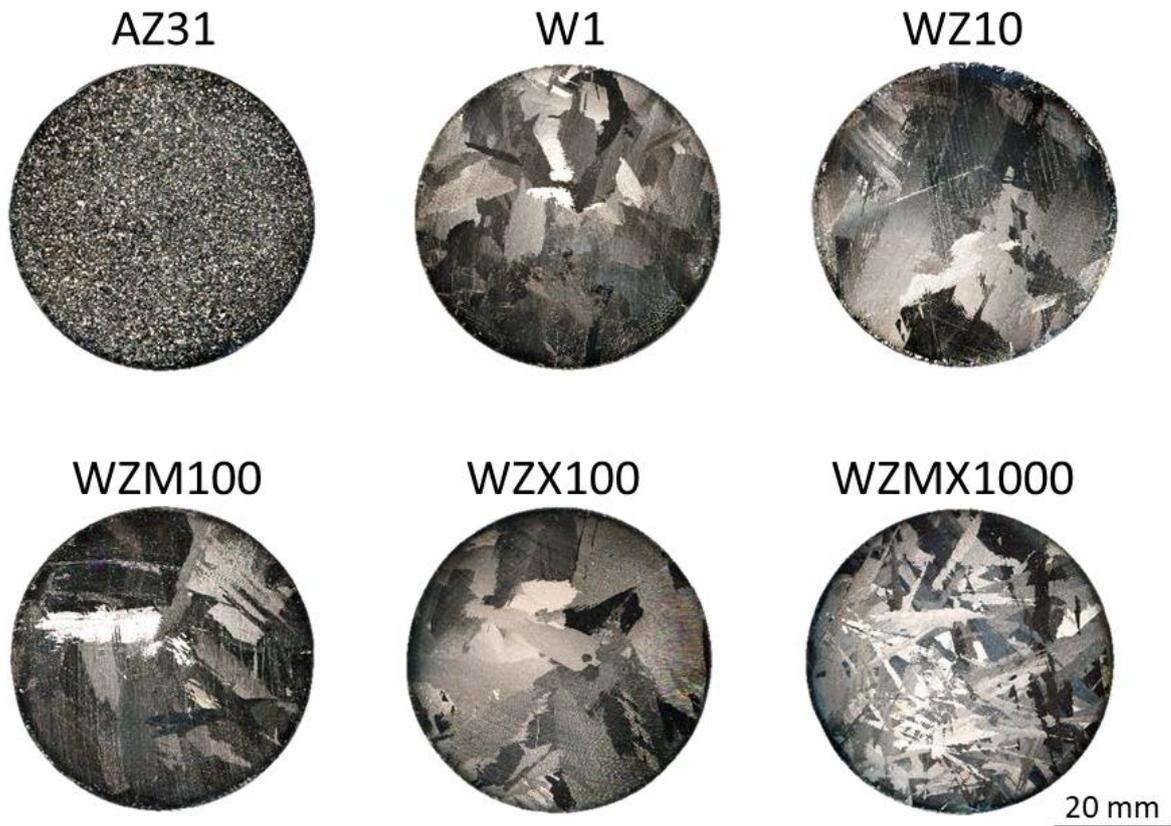


Abbildung 5.1: Makrostruktur der Strangpressbolzen im homogenisierten Zustand

Tabelle 5.1 gibt die chemischen Gehalte der Hauptlegierungselemente, der in dieser Arbeit untersuchten Legierungen, wieder. Zum einen ist der durch Funkenspektroskopie (1) ermittelte Gehalt dargestellt und zum anderen ist eine, mittels Rasterelektronenmikroskop, durchgeführte EDX-Analyse der Matrix (2) aufgelistet.

Tabelle 5.1: Chemische Analyse in Gew.-% nach (1) Abschnitt 4.2. ; (2) Matrixmessung in Abbildung 5.3

Legierung	Y	Zn	Mn	Ca	Al	Fe
AZ31 (1)		0,99	0,26		3,09	0,002
AZ31 (2)		1,01	0,15		3,14	0,005
W1 (1)	0,89					0,0030
W1 (2)	0,71					0,002
WZ10 (1)	0,90	0,52				0,0028
WZ10 (2)	0,65	0,51				0,006
WZM100 (1)	0,92	0,51	0,58			0,0070
WZM100 (2)	0,82	0,58	0,51			0,006
WZX100 (1)	0,90	0,49		0,15		0,0030
WZX100 (2)	0,77	0,56		0,17		0,005
WZMX1000 (1)	0,91	0,48	0,61	0,15		0,0094
WZMX1000 (2)	0,79	0,51	0,46	0,14		0,004

Die Messfläche der Matrixmessung ist in Abbildung 5.3 markiert. Bei der Analyse der Homogenität des Gussmaterials zeigen sich keine signifikanten Abweichungen. Im Rahmen vernünftiger Variationen wird die gewünschte Legierungszusammensetzung im Abguss erreicht. Erhöhte Eisenverunreinigungen in den Mn-haltigen Legierungen sind auf den erhöhten Fe-Gehalt in der verwendeten M2-Masterlegierung zurückzuführen (Tabelle 4.2).

Beim Vergleich der chemischen Analyse der Matrix und der gesamten Probe, zeigen sich deutliche Unterschiede. Generell haben die Y-haltigen Legierungen einen bis zu 0,25 Gew.-% geringeren Y-Gehalt

Ergebnisse

in der Matrix (2), als es die chemische Analyse der gesamten Probe (1) ergibt. Der Grund hierfür ist, dass ein Großteil des Yttriums in Ausscheidungen abgebunden ist oder ungelöst vorliegt. Dies wird durch Abbildung 5.3 verdeutlicht. Für Ca, Mn, Zn und Al gibt es keinen hervorstechenden Unterschied zwischen den beiden Analysen.

Die Phasendiagramme der sechs Legierungen sind in Abbildung 5.2 abgebildet. Als Berechnungssoftware fand die auf CALPHAD (CALculation of PHase Diagram) basierende Software Pandat™ Verwendung [193]. Eine schwarze horizontale Linie kennzeichnet jeweils die Temperatur, bei der das Material für 16 Stunden homogenisiert wurde. Eine rote vertikale Linie gibt die genaue chemische Zusammensetzung des Gussmaterials, analysiert mittels Funkenspektrometrie (Tabelle 5.1 (1)), wieder.

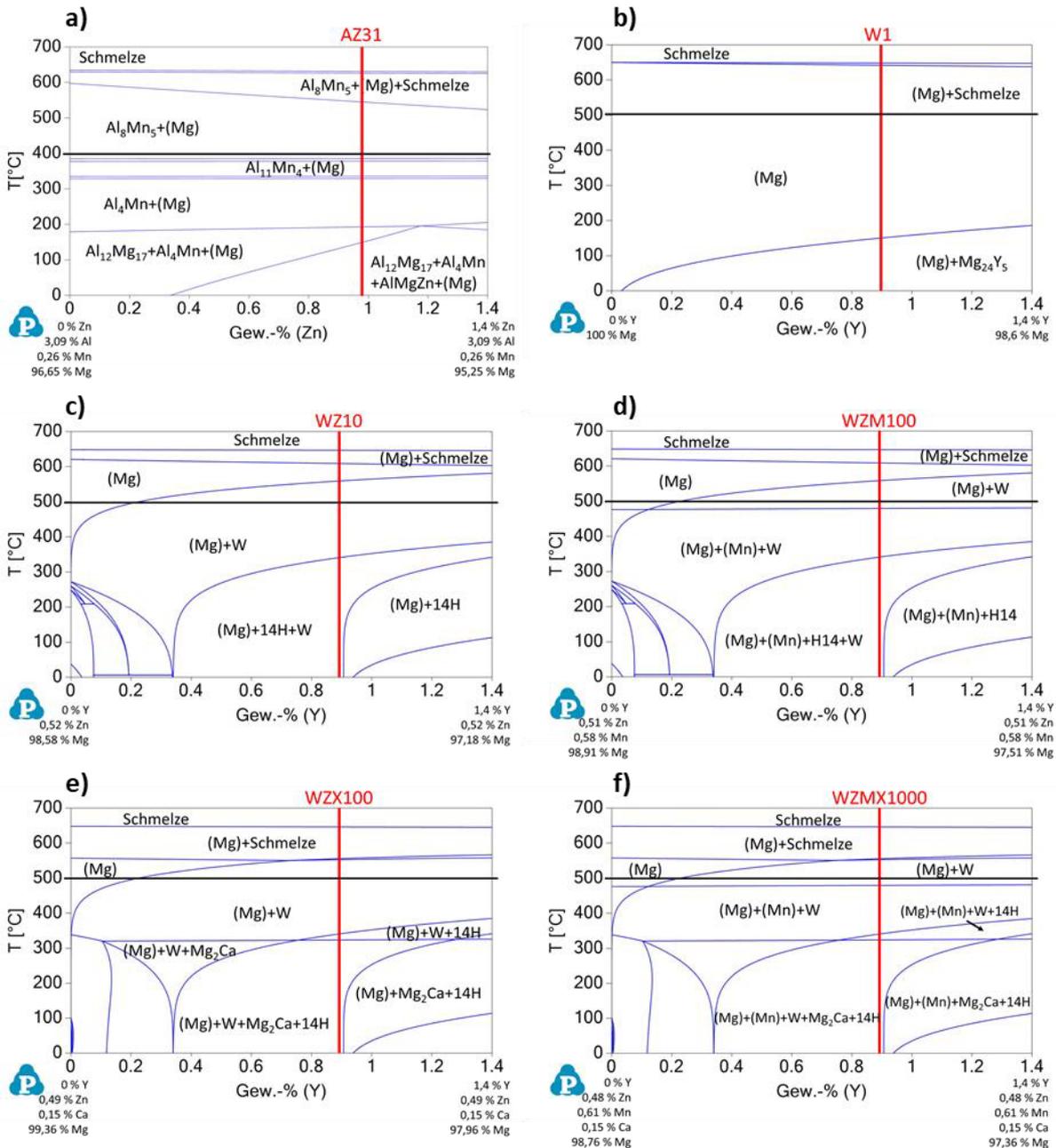


Abbildung 5.2: Phasendiagramme mit quasibinär Schnitten der in dieser Arbeit verwendeten Legierungen; a) AZ31; b) W1; c) WZ10; d) WZM100; e) WZX100; f) WZMX1000; Phasenabkürzungen: W ($Mg_3Y_2Zn_3$); 14H ($Mg_{12}YZn$)

Die yttriumhaltigen Legierungen wurden für 16 Stunden bei 500 °C, die AZ31-Legierung für 16 Stunden bei 450 °C homogenisiert. Nur bei der W1-Legierung ist theoretisch eine vollständige Mischkristallglühung, nach thermodynamischen Berechnungen mittels Pandat, möglich. In den

Legierungen WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000 gibt es, aufgrund der schwerlöslichen ($Mg_3Y_2Zn_3$)-Phase (W) und in AZ31 aufgrund der Al_8Mn_5 -Phase, kein thermodynamisches Fenster für eine vollständige Lösungsglühung.

In Abbildung 5.3 sind REM-Aufnahmen im BSE-Kontrast und die dazugehörigen EDX-Analysen für die Matrix-Messungen (siehe Tabelle 5.1) und für Punktanalysen dargestellt. Für die Punktanalysen sind in der Abbildung die Legierungselemente gekennzeichnet, die im Vergleich zur Matrix einen erhöhten Gehalt aufweisen. Die gemessenen EDX-Analysen in Gew.-% und At.-% sind im Anhang (Tabelle 10.1 bis Tabelle 10.6) zusammengestellt.

Auf Basis der ausgewerteten EDX-Daten lassen sich für die Legierung AZ31 im Gefüge homogen verteilte Ausscheidungen aus Aluminium und Mangan, sowie in einigen Fällen zusätzlich aus Eisen feststellen. Auf Basis der ausgewerteten EDX-Messdaten in Atomprozent ist es stöchiometrisch plausibel, dass es sich um eine $Al_{11}Mn_4$ -Phase oder Al_8Mn_5 -Phase handelt, welche bei der gewählten Wärmebehandlungstemperatur von 400 °C nicht löslich sind. Diese Phasen könnten auch als $Al_xMn_{1-x}Fe_x$ -Phase auftreten, da Mangan die Korrosionsbeständigkeit der Legierungen, durch Bildung intermetallischer Verbindungen mit Fe, verbessert.

Nach den thermodynamischen Berechnungen sollte für die Legierung W1 eine Mischkristallglüfung möglich sein. Diese wird jedoch nach 16 Stunden bei 500 °C nicht erreicht, wie Abbildung 5.3 zeigt. Bei den im REM-Bild markierten EDX-Messpunkten mit erhöhten Y- und Fe-Gehalt ((Y)(Fe)), handelt es sich mit hoher Wahrscheinlichkeit um Y-Hydride [194, 195]. Diese sind aufgrund der verwendeten Analysemethode jedoch nicht direkt nachweisbar. Es wird davon ausgegangen, dass Metall-Hydride sich beim Abguss oder während der Wärmebehandlung bilden. Zudem weisen die Y-haltigen Partikel auch einen erhöhten Anteil von Fe auf.

Laut den berechneten Phasendiagrammen ist für die WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000 Legierung aufgrund der thermisch stabilen ($Mg_3Y_2Zn_3$)-Phase und des nicht gelösten Mn keine vollständige Lösungsglühung möglich. Dies zeigen auch die Analyse in Abbildung 5.3. Neben den bereits bekannten Y-Hydriden, sind für die Legierung WZ10 auch Y-Zn-haltige Ausscheidungen vorhanden, bei denen es sich wahrscheinlich um eine stabile ($Mg_3Y_2Zn_3$)-Phase handelt.

Im Fall der Legierung WZM100 konnten die Y-Zn-haltigen Ausscheidungen in dieser Messung nicht nachgewiesen werden. Hier zeigen sich die bereits aus WZ10 und W1 bekannten Y-haltigen Partikel und Y-Mn-haltige Ausscheidungen. Zudem sind Segregationen von Mn an den Korngrenzen erkennbar. Für die Legierungen WZX100 und WZMX1000 zeigen alle Y- bzw. Y-Zn-haltigen Ausscheidungen einen erhöhten Anteil an Ca. Dies ist vor allem deshalb überraschend, da Ca laut Phasendiagramm eigentlich in Lösung im Mischkristall vorliegen sollte. Auch die Matrixmessung zeigte keinen geringeren Anteil an Ca im Vergleich zur Gesamtmessung. Bei der WZMX1000-Legierung wurden die gerade beschriebenen Ausscheidungen mit einem erhöhten Anteil an Mn und Fe festgestellt. Grobe (Mn)-Ausscheidungen, wie bei WZM100, wurden in dieser Probe nicht gefunden. Der erhöhte Fe-Gehalt ist darauf zurückzuführen, dass Mn die Neigung hat Verunreinigungen abzubinden.

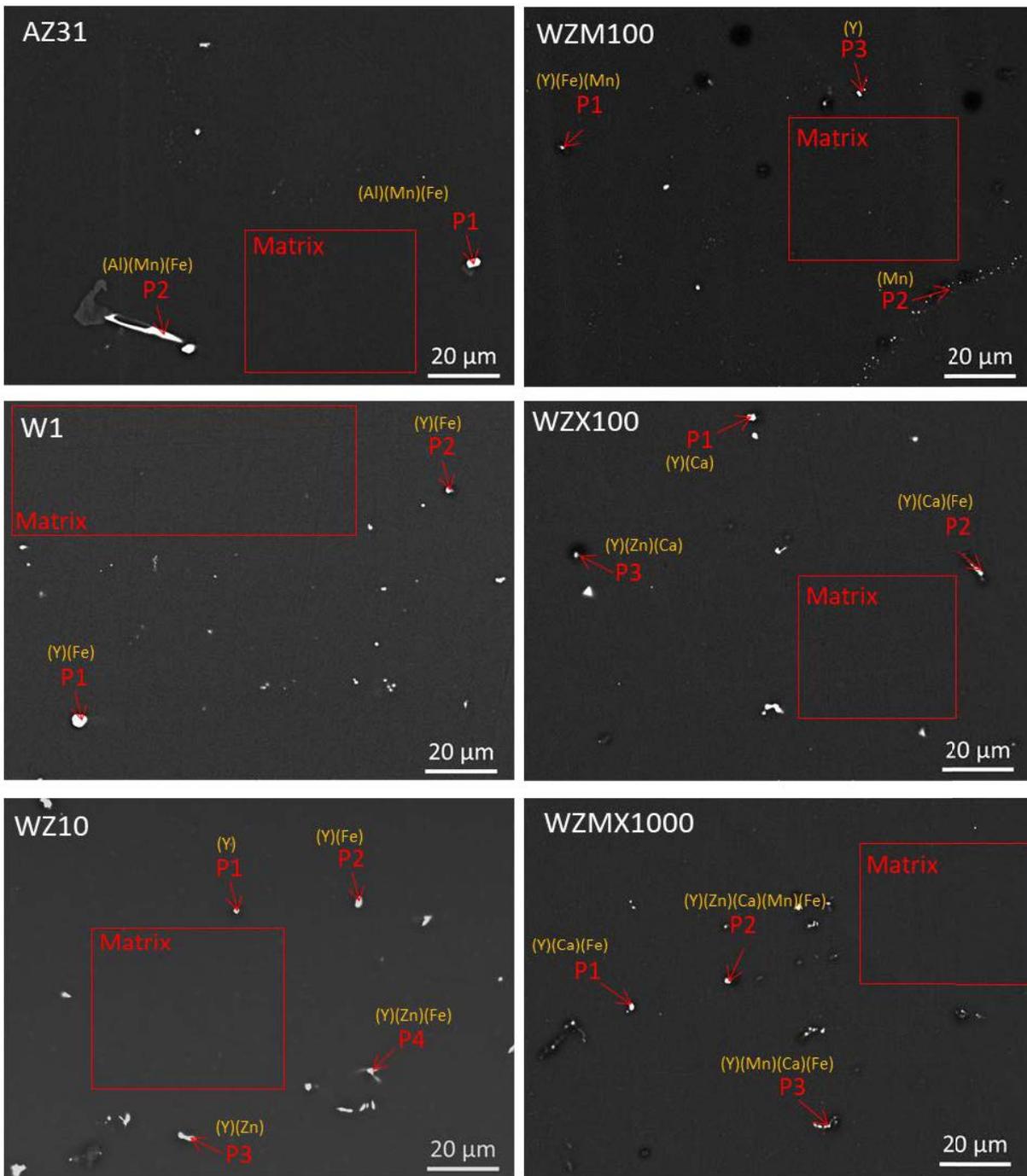


Abbildung 5.3: REM-Bilder im BSE-Kontrast mit Maskierung der Messpunkte vom homogenisierten Gussmaterial für die Legierungen AZ31, W1, WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000

5.2 Walzversuche

Für die Walzversuche wurden die maschinell gefertigten Walzbrammen aus den sechs Legierungen (AZ31, W1, WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000) erwärmt und entsprechend dem Walzplan aus Tabelle 4.3, bis zu einer Dicke von 1,4 mm gewalzt. Die Walztemperatur wurde als Versuchsparameter in 50 °C Schritten von 500 °C bis zum Versagen durch Kaltrisse, gesenkt. Da die Y-haltigen Legierungen ein sehr grobkörniges Gussgefüge aufweisen, kam für die ersten vier Walzstiche ein Walzplan mit geringem Walzgrad von $\phi = 0,1$ zum Einsatz. Dies stellt sicher, dass die ursprüngliche Gussstruktur aufgebrochen wird und es nicht zu einem frühzeitigen Versagen der Walzbrammen kommt. Die folgenden neun Walzstiche (5 bis 13) wurden mit einem Umformgrad von 0,2 durchgeführt. Um jedoch ausreichend Verformung, welche für die anschließenden Untersuchungen wichtig ist, in das Gefüge zu bekommen, erfolgte der letzte Walzstich (14) mit einem Umformgrad von 0,3. Die gewalzten Bleche haben eine Länge von ca. 550 mm und eine Breite von ca. 110 mm. Die Walzbarkeit der Legierungen wird anhand des möglichen Temperaturfensters beschrieben. Für die Charakterisierung der Bleche wird sowohl der gewalzte Zustand als auch der wärmebehandelte Zustand (10 min bei 450 °C) anhand der Mikrostruktur, Textur, den mechanischen Eigenschaften und Umformbarkeit, dargestellt.

5.2.1 Walzbarkeit

Tabelle 5.2 fasst den Temperaturbereich zusammen, bei dem es möglich ist, die verschiedenen Legierungen, ohne Oberflächendefekte in Form von Rissen, zu walzen.

Die W1-Legierung zeigt die größtmögliche Variation von Walztemperaturen für defektfreies Güten. Erst bei einer niedrigen Walztemperatur von 350 °C entstehen im Blech Oberflächendefekte in Form von tiefen Seitenrissen. AZ31 versagt bei 350 °C durch Kaltrisse, die sich quer über das gesamte Blech erstrecken und durch die gesamte Blechdicke ziehen. Die Seitenrisse bei AZ31, gewalzt bei 400 °C, sind ähnlich stark ausgeprägt wie bei dem W1 Blech, welches bei 350 °C gewalzt wurde. WZ10 und WZM100 können bis 400 °C gewalzt werden. Sie zeigen bei 400 °C eine geringe Anzahl von Seitenrissen mit geringer Tiefe. Bei den Blechen aus der Legierung WZX100 und WZMX1000 kommt es zu einem frühen Materialversagen (Kaltrisse) der Walzbrammen bei einer Walztemperatur von 400 °C, sodass diese nicht bis zur Enddicke gewalzt werden konnten. Bei 500 °C und 450 °C sind bei allen Blechen keine Randrisse oder Oberflächenfehler zu erkennen.

Es lässt sich feststellen, dass AZ31 und W1 ein ähnlich großes Prozessfenster bzw. einen ähnlich großen Temperaturbereich für ein gutes Walzergebnis vorweisen, wobei die Oberflächenqualität des W1-Blechtes deutlich besser ist. Durch das Zulegieren von Zn zu W1 wird die Walzbarkeit reduziert. Der Einfluss von Ca in WZ10 zeigt sich durch ein Versagen der Walzbrammen, in Form von Kaltrissen bereits ab einer unteren Temperatur von 400 °C. Dahingegen ist durch das Zulegieren von Mn kein signifikanter Effekt auf die Walzbarkeit feststellbar.

Tabelle 5.2: Prozessparameter für die Walzversuche

Legierung	V _w [m/min]	T _w [°C]
AZ31	16	400; 450; 500
W1	16	400; 450; 500
WZ10	16	400; 450; 500
WZM100	16	400; 450; 500
WZX100	16	450; 500
WZMX1000	16	450; 500

5.2.2 Mikrostrukturanalyse

Im Folgenden sind die Mikrostrukturen und deren mittlere Korngröße für die Bleche im gewalzten Zustand und nach der Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C, dargestellt. Wie in Abschnitt 4.4.1 beschrieben, erfolgte die Präparation der Schlifffbilder in Walzrichtung (WR) und die mittlere Korngröße wurde nach dem Linienschnittverfahren bestimmt.

In der mittleren Korngröße der Bleche, Abbildung 5.4, zeigt sich im gewalzten Zustand (links) ein deutlicher Einfluss der Walztemperatur, aber auch der Zulegierungselemente. In allen Legierungen lässt sich, mit Erhöhung der Walztemperatur, ein signifikanter Anstieg der Korngröße feststellen.

AZ31 weist die feinkörnigste Mikrostruktur auf. Bereits im gewalzten Zustand lässt sich, im Vergleich zu WZ10, deutlich die kornfeinende Wirkung von Mn in WZM100 und WZMX1000 beobachten. Im Gegensatz dazu zeigt sich in WZX100 eine Kornvergrößerung durch das Zulegieren von Ca.

Nach einer Wärmebehandlung (10 min bei 450 °C) lässt sich erkennen, dass die Walztemperatur keinen signifikanten Einfluss auf die mittlere Korngröße des geglühten, rekristallisierten Gefüges hat. Bei 400 °C kommt es zu einer Vergrößerung und bei 500 °C zu einer Verfeinerung, im Vergleich zur gewalzten Mikrostruktur. Unabhängig von der Walztemperatur kommt es legierungsabhängig nach der Wärmebehandlung zu ähnlichen Korngrößen. Hierbei hat AZ31, mit einer mittleren Korngröße von 10-15 µm, das feinkörnigste Gefüge. W1 weist mit 40-45 µm eine deutlich größere Korngröße als AZ31 auf, ist aber nur leicht grobkörniger als WZ10, mit einer mittleren Korngröße von 35-40 µm. Die Legierungen WZM100 und WZMX1000 weisen das feinkörnigste Gefüge unter den Y-haltigen Legierungen auf. Mit einer mittleren Korngröße von 13-20 µm, ist WZM100 ca. 10 µm feinkörniger als das WZ10-Blech. Die WZMX1000-Bleche liegen, mit einer mittleren Korngröße von 23-25 µm, zwischen den beiden Blechen. Auch hier lässt sich durch die Glühung, die kornfeinende Wirkung von Mn deutlich feststellen. Mit einer mittleren Korngröße von 56-61 µm zeigen die WZX100-Bleche durch die statische Rekristallisation ein ausgeprägtes Kornwachstum und auch das grobkörnigste Gefüge.

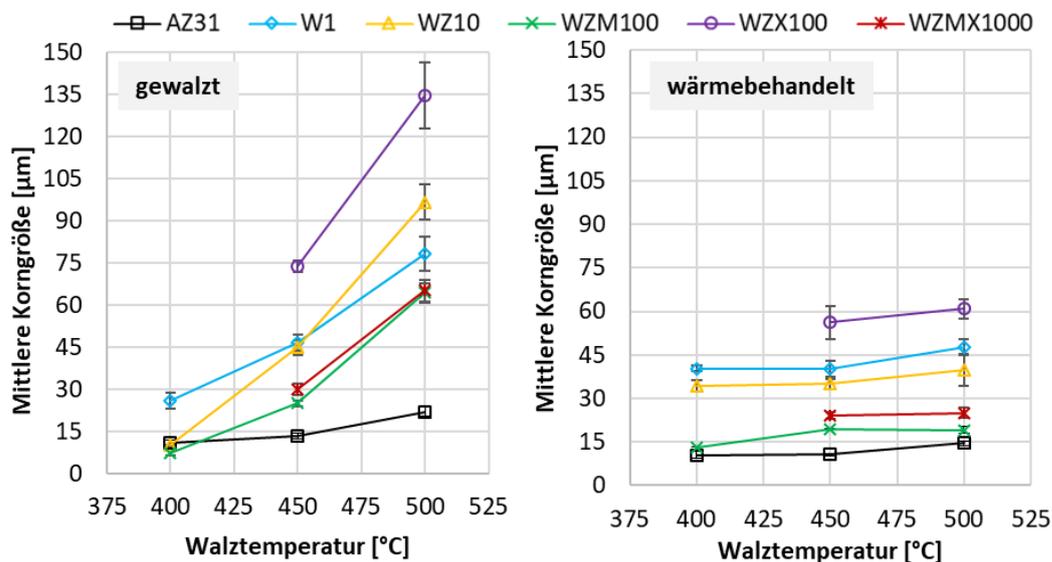


Abbildung 5.4: Mittlere Korngröße in Abhängigkeit der Walztemperatur der Bleche im gewalzten Zustand (links) und wärmebehandelten Zustand (rechts)

Für AZ31, gewalzt bei 400 °C, 450 °C und 500 °C, ist die Mikrostruktur der Bleche im gewalzten und wärmebehandelten Zustand in Abbildung 5.5 dargestellt. Im gewalzten Zustand zeigt das Gefüge für alle Walztemperaturen eine stark verformte Mikrostruktur, bei der der Anteil an Zwillingen und Verformungsbändern mit Erhöhung der Walztemperatur abnimmt. Nach der Wärmebehandlung liegt in allen Fällen ein vollständig rekristallisiertes, feinkörniges, globulares Gefüge vor. In der Matrix sind homogen verteilte, grobe Al-Mn-haltige Ausscheidungen zu erkennen.

Wie schon bei dem AZ31-Blech, liegt auch bei W1 (siehe Abbildung 5.6) nach dem Walzen ein stark verformtes Gefüge mit vielen Zwillingen vor. Die Glühung der Bleche bei 450 °C für 10 min, führt in allen Ausgangszuständen zu einem vollständig rekristallisierten, grobkörnigen Gefüge.

Die Mikrostrukturen der gewalzten WZ10-Bleche sind in Abbildung 5.7 dargestellt. Auch hier werden die Gefüge durch das Walzen so stark deformiert, dass sich in den gewalzten Zuständen Scherbänder und Zwillinge identifizieren lassen. Eine ausgeprägte Kornvergrößerung lässt sich mit Erhöhung der Walztemperatur feststellen. Nach der Wärmebehandlung weist die Mikrostruktur ein vollständig statisches, rekristallisiertes Gefüge, mit einer globularen, bimodalen Kornstruktur und mit homogen verteilten Ausscheidungen auf.

In Abbildung 5.8 bis Abbildung 5.10 ist der Einfluss der Zulegierung von Ca und/ oder Mn zu WZ10 auf die Mikrostruktur der gewalzten Bleche abgebildet. Im Gegensatz zu WZX100 und WZMX1000, welche nur bis zu einer unteren Prozessgrenze von 450 °C walzbar sind, lassen sich WZM100 und WZ10 bis zu einer unteren Prozessgrenze von 400 °C walzen. Die Mikrostrukturen von WZM100, WZX100 und WZMX1000 zeigen bei Erhöhung der Walztemperatur ein stark deformiertes Gefüge, mit einer Neigung zur Kornvergrößerung. Beim Vergleich der bei 450 °C gewalzten Bleche, ist anhand der Mikrostrukturen, der kornvergrößernde Effekt von Ca in der WZX100-Legierung, bereits im gewalzten Material gut zu erkennen. Dieser wird durch die anschließende Wärmebehandlung noch einmal verstärkt. Nach der Wärmebehandlung weisen alle Bleche eine vollständig rekristallisierte, globulare Mikrostruktur, mit gleichmäßig verteilten Ausscheidungen auf. Bezogen auf die Gefügestruktur, scheint sich WZM100 am homogensten zu verhalten. WZX100 und WZMX1000 neigen zu einem bimodalen Gefüge.

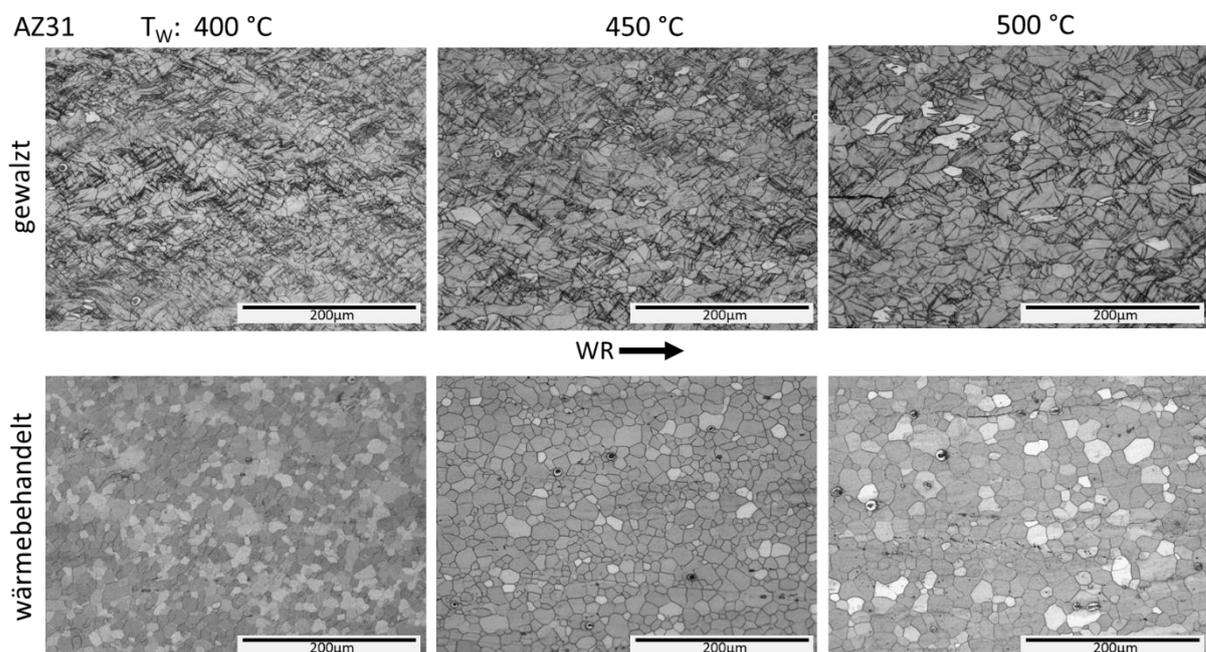


Abbildung 5.5: Mikrostruktur im Längsschliff der AZ31-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Ergebnisse

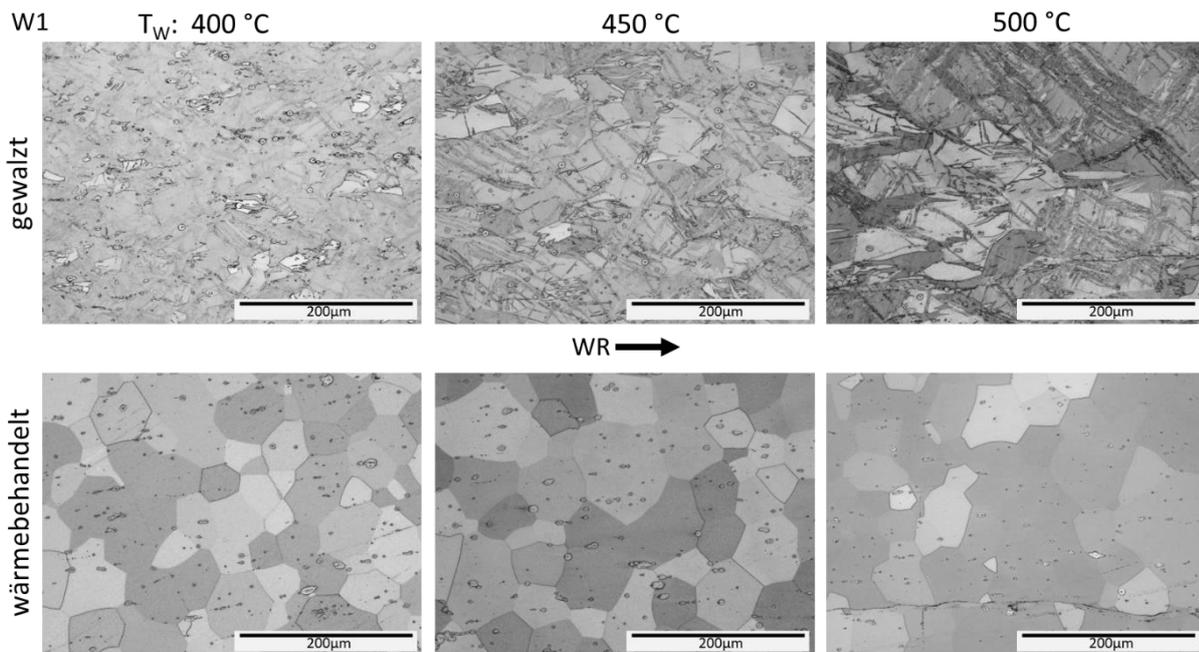


Abbildung 5.6: Mikrostruktur im Längsschliff der W1-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

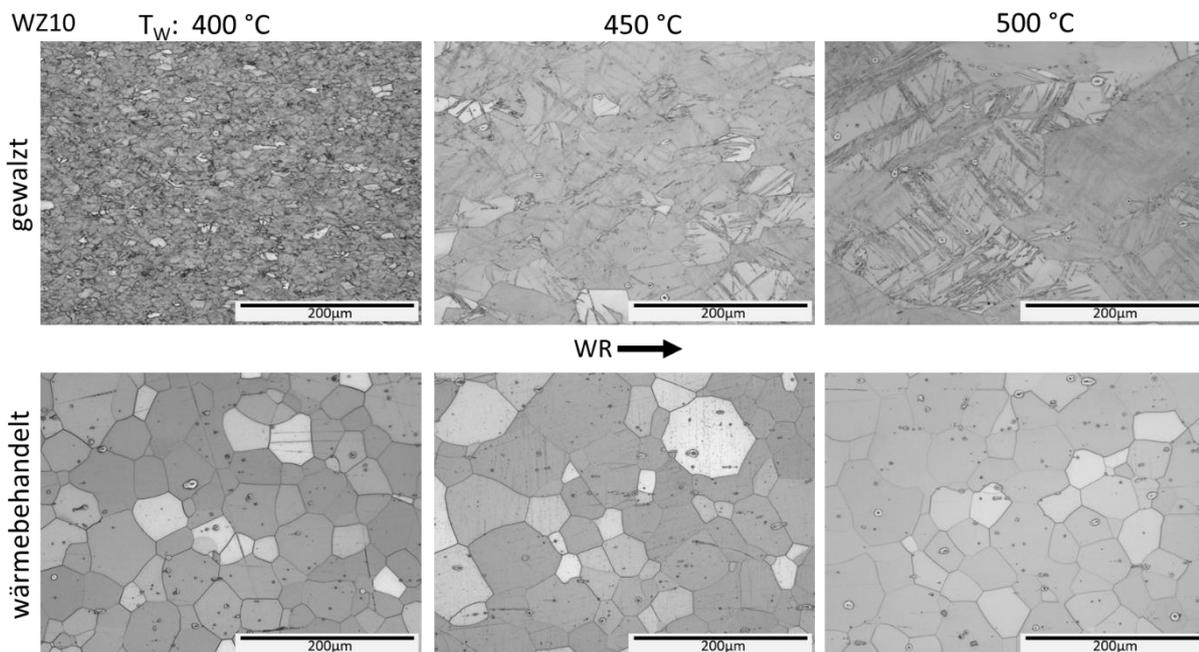


Abbildung 5.7: Mikrostruktur im Längsschliff der WZ10-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

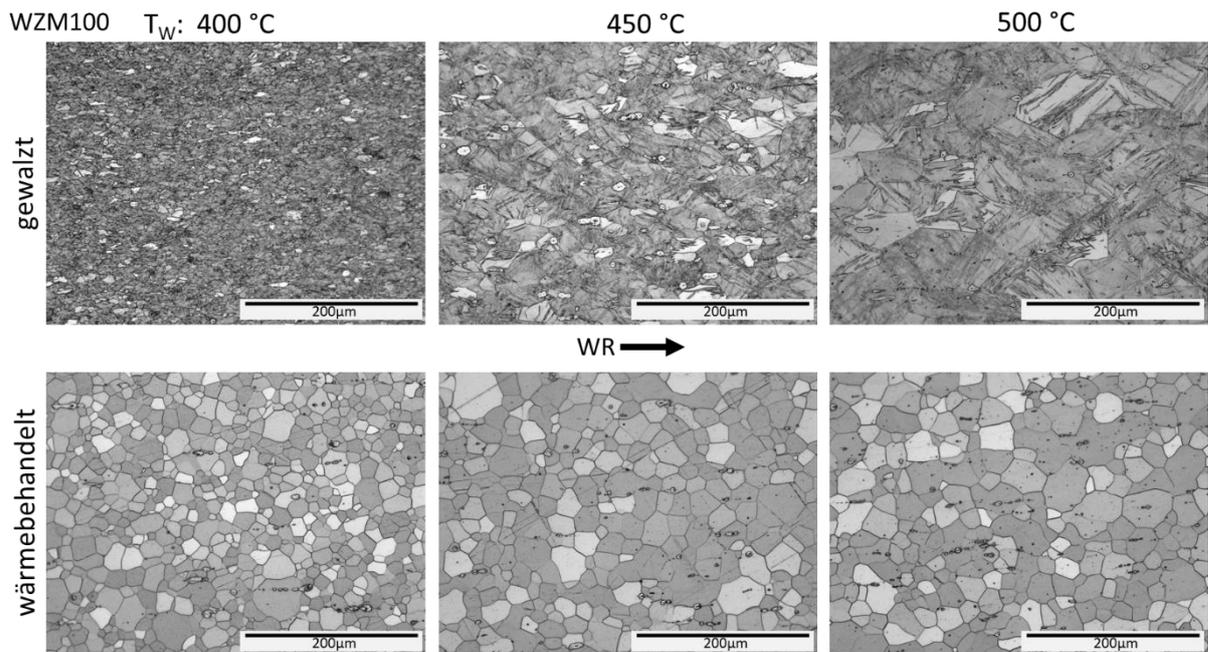


Abbildung 5.8: Mikrostruktur im Längsschliff der WZM100-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

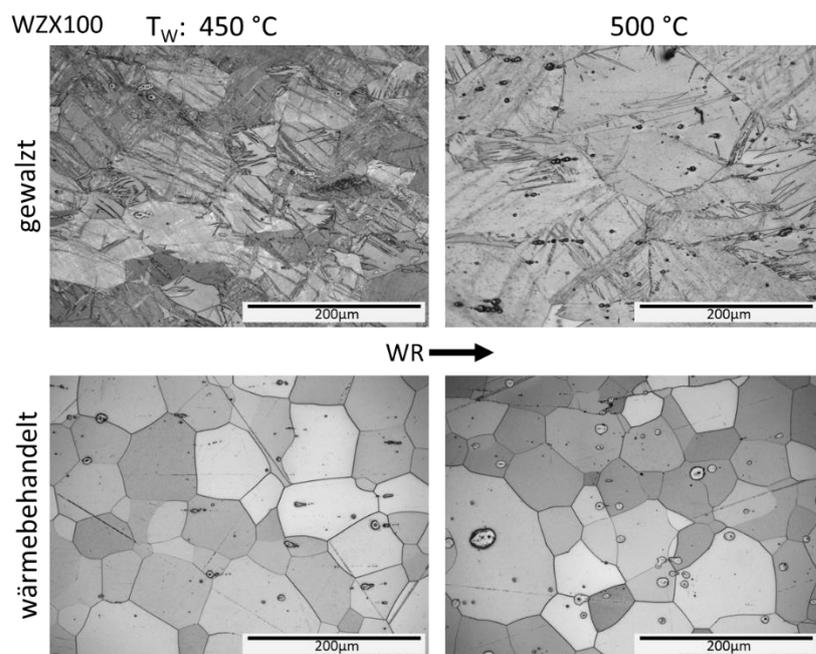


Abbildung 5.9: Mikrostruktur im Längsschliff der WZX100-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

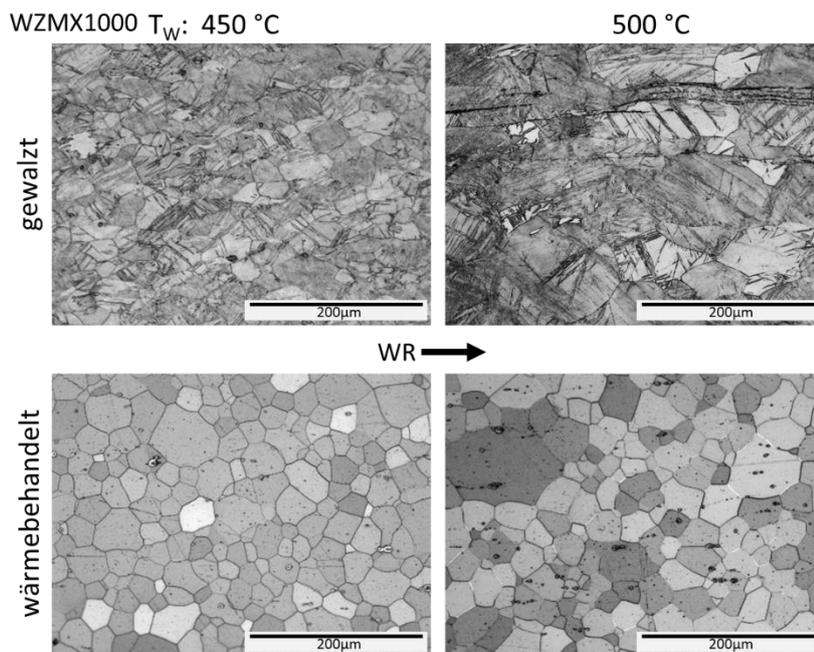


Abbildung 5.10: Mikrostruktur im Längsschliff der WZMX1000-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

5.2.3 Texturanalyse

Im Folgenden ist die mittels Röntgendiffraktion gemessene Texturentwicklung in Abhängigkeit der Walztemperatur für alle Bleche dargestellt. Die globale, kristallographische Textur wird anhand der (0002)-Polfigur, welche die Orientierung der Basalebenen zeigt und der (10-10)-Polfigur, die die Orientierung der Prismenebenen erster Ordnung wiedergibt, erörtert. Auch die Bestimmung der lokalen Textur erfolgte mittels EBSD an ausgewählten Blechen. Diese finden jedoch erst in der Diskussion Verwendung, um bestimmte Ergebnisse/ Effekte besser verstehen und erläutern zu können.

Für die Bleche der Legierung AZ31, siehe Abbildung 5.11, kommt es sowohl im gewalzten als auch im wärmebehandelten Zustand, nach Erhöhung der Walztemperatur von 400 °C auf 500 °C, zu einer Abschwächung der maximalen Intensität der (0002)-Polfigur. Bei einer Walztemperatur von jeweils 400 °C und 450 °C haben die (0002)-Polfiguren eine basale Texturkomponente, mit einer Winkelverbreiterung der Basalflächen in Walzrichtung und eine $\langle 0001 \rangle$ Faser parallel zur Normalenrichtung ($\langle 0001 \rangle$ //NR Faser). Die Aufspaltung der Maxima in Walzrichtung, welche bei 450 °C schon leicht zu erkennen ist, wird bei 500 °C nun sehr deutlich. Außerdem zeigt sich in der basalen Komponente eine deutliche Erhöhung des Kippwinkels der Basalflächen in Querrichtung. Nach der Wärmebehandlung sind die Doppelpeaks in Walzrichtung nicht mehr vorhanden und es kommt zu einer Abschwächung der maximalen Texturintensität. Die (0002)-Polfigur weist, unabhängig von der Walztemperatur, eine basale Komponente mit einer $\langle 0001 \rangle$ //NR Faser und eine Verschmierung des Basalpols in Walzrichtung auf. Bei dem Blech, gewalzt bei 500 °C, kommt es zudem zu einer Winkelverbreiterung der Basalflächen in Querrichtung. Die geringste maximale Intensität hat AZ31, gewalzt bei 500 °C, nach anschließender Wärmebehandlung mit einem Wert von 4,0 m.r.d..

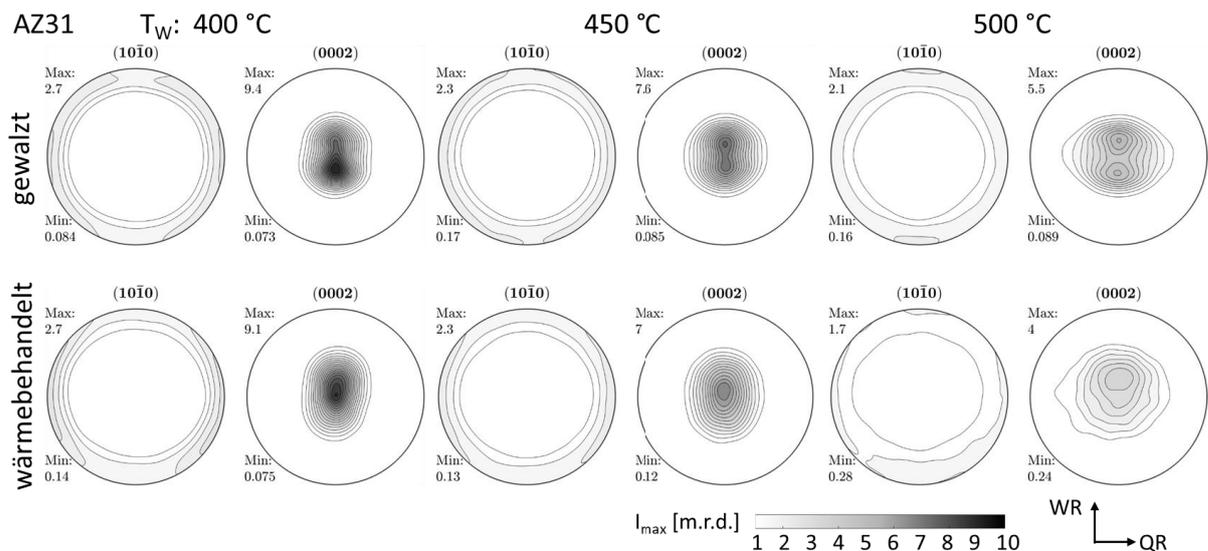


Abbildung 5.11: (0002)- und (10-10)-Polfiguren der AZ31-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d.

Auch die globalen Texturen von den W1-Blechen (Abbildung 5.12) zeigen, ähnlich zu AZ31-Blechen, einen stark basalen Charakter. Mit Verringerung der Walztemperatur von 500 °C auf 400 °C kommt es jedoch, im Gegensatz zu den AZ31-Blechen, zu einer Abschwächung der maximalen Intensität von 7.6 m.r.d. auf 6.5 m.r.d.. Zudem zeigt sich bei einer Walztemperatur von 400 °C, eine Aufspaltung des Basalpols in Walzrichtung der (0002)-Polfigur. Unabhängig von der Walztemperatur kommt es durch die anschließende Wärmebehandlung zu einer Abschwächung der Intensität. Die basale Komponente bleibt erhalten. Bei 400 °C und 450 °C zeigt sich zudem eine Verbreiterung des Basalpols in Walz- und Querrichtung. Der vorher bei 400 °C vorhandene Doppelpeak ist nicht mehr zu erkennen.

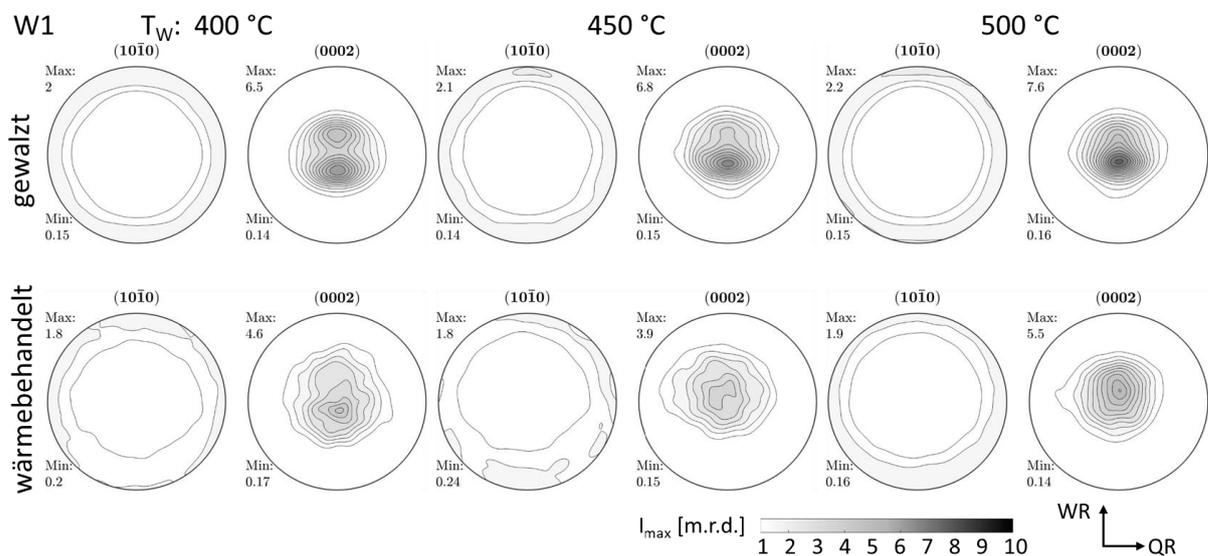


Abbildung 5.12: (0002)- und (10-10)-Polfiguren der W1-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d.

In den Texturen für die gewalzten WZ10-Bleche, siehe Abbildung 5.13, ist keine ausgeprägte Abhängigkeit der Texturkomponenten von der Walztemperatur zu erkennen. Mit einer maximalen Intensität der (0002)-Polfigur von 4,2-4,5 m.r.d., zeigt sich auch kein bemerkenswerter Unterschied der Texturintensität, in Abhängigkeit der Walztemperatur. Die (0002)-Polfigur zeigt in allen Blechen eine Aufspaltung der Basalebenen in $\pm WR$, also eine $\{0001\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente, die um 20° in WR aus NR gekippt ist. Weiterhin ist in der (10-10)-Polfigur eine leicht bevorzugte Ausrichtung der

Prismenflächen 1. Ordnung, senkrecht zur Walzrichtung zu erkennen, welche mit abnehmender Walztemperatur zunimmt. Diese Prismenkomponente korreliert mit einer Verbreiterung der Basalflächen in QR. Bei 400 °C hat die (10-10)-Polfigur mit einem Wert von 2,5 m.r.d. eine geringfügig höhere Intensität, im Vergleich zu 2,0 bzw. 2,1 m.r.d. bei 450 °C und 500 °C.

Durch die anschließende Wärmebehandlung kommt es bei allen Walztemperaturen zu einer signifikanten Texturabschwächung in der (0002)-Polfigur, auf 2,5-2,9 m.r.d.. Zudem bewirkt die statische Rekristallisation die Bildung einer ausgeprägten {11-20}<10-10> Komponente, die um ca. 50° aus ± QR in NR gekippt ist. Das bei 400 °C gewalzte Blech zeigt durch die Glühung eine quadrupole Textur. Das heißt, dass neben der gerade beschriebenen Querkomponente, auch die aus dem gewalzten Zustand bekannte {0001}<10-10> Komponente, gekippt in ± WR aus NR, vorhanden ist. Durch die Wärmebehandlung hat sich der Kippwinkel von 20° auf 35° erhöht.

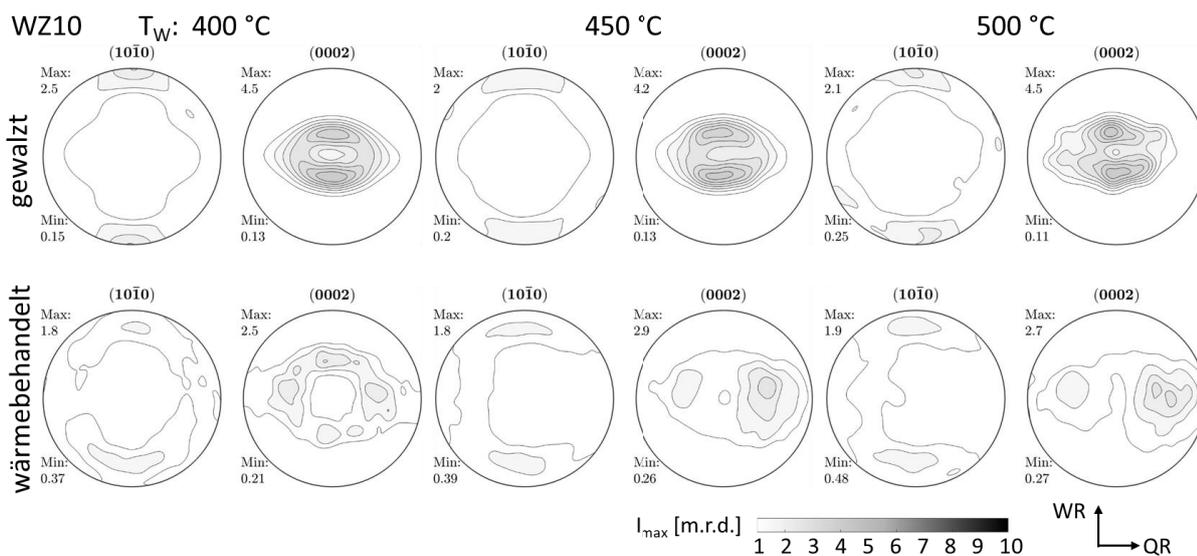


Abbildung 5.13: (0002)- und (10-10)-Polfiguren der WZ10-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d.

Bei den Texturen der gewalzten WZM100-Bleche, siehe Abbildung 5.14, zeigt sich in der (0002)-Polfigur, wie auch bei den WZ10-Blechen, eine Aufspaltung der Basalebene in und entgegengesetzt der Walzrichtung ({0001}<10-10> Komponente um 20° in ±WR aus NR gekippt) und eine deutlich Winkelverbreiterung der Basalflächen in Querrichtung. Bei einer Walztemperatur von 400 °C weist die (0002)-Polfigur, mit 4,6 m.r.d., die höchste maximale Intensität auf. Der Unterschied der maximalen Intensität bei 450 °C und 500 °C ist jedoch mit einem Wert von 3,9 m.r.d. und 4,1 m.r.d. nicht sehr ausgeprägt. Bei Betrachtung der (10-10)-Polfigur zeigt sich, dass bei einer Walztemperatur von 400 °C, die maximale Intensität mit einem Wert von 3,0 m.r.d. am höchsten ist. Eine bevorzugte Ausrichtung der Prismenflächen 1. Ordnung, senkrecht zur Walzrichtung, ist vorhanden. Dies korreliert mit den bereits beschriebenen Auslenkungen der Basalflächen in Querrichtung.

Durch die anschließende Glühung der gewalzten WZM100-Bleche kommt es zu einer Texturabschwächung. Es bildet sich eine {11-20}<10-10>, um 60° aus ± QR in NR gekippte, Querkomponente aus. Für die bei 450 °C und 500 °C gewalzten Bleche verschwindet durch die Glühung die in Walzrichtung gekippte Komponente, welche im Ausgangszustand dominant vertreten ist, fast vollständig. Bei dem bei 400 °C gewalzten Blech bleibt diese Komponente trotz Wärmebehandlung, ähnlich wie im WZ10-Blech, bestehen und auch hier erhöht sich der Kippwinkel auf ca. 35°.

Die Texturen der Bleche aus den Legierungen WZX100 (Abbildung 5.15) und WZMX1000 (Abbildung 5.16), weisen im gewalzten Zustand und im Vergleich zu den WZM100-Blechen und WZ10-Blechen keinen signifikanten Unterschied in den Texturkomponenten auf. Lediglich die Winkelverbreiterung

des Basalpols in Querrichtung fällt geringer aus. Zudem ist eine geringfügig höhere maximale Intensität in der (0002)-Polfigur mit einem Wert von 4.6- 5.3 m.r.d. zu erkennen.

Auch hier kommt es durch die Wärmebehandlung zu einer deutlichen Texturabschwächung und zu einer Bildung der $\{11\cdot20\}\langle 10\cdot10\rangle$ um 60° aus \pm QR in NR gekippten Querkomponente.

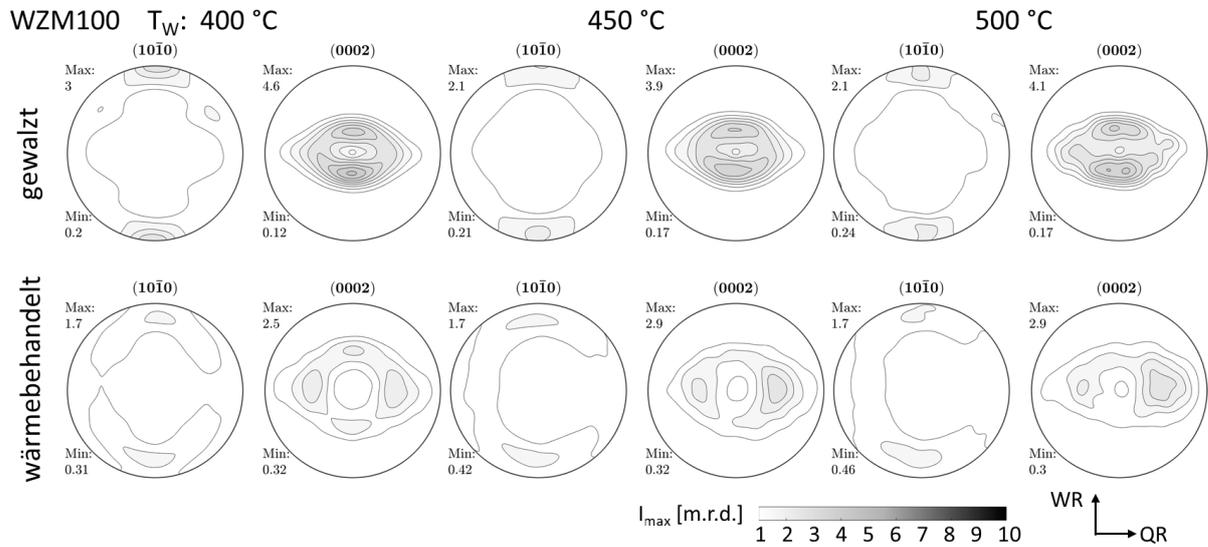


Abbildung 5.14: (0002)- und (10-10)-Polfiguren der WZM100-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d.

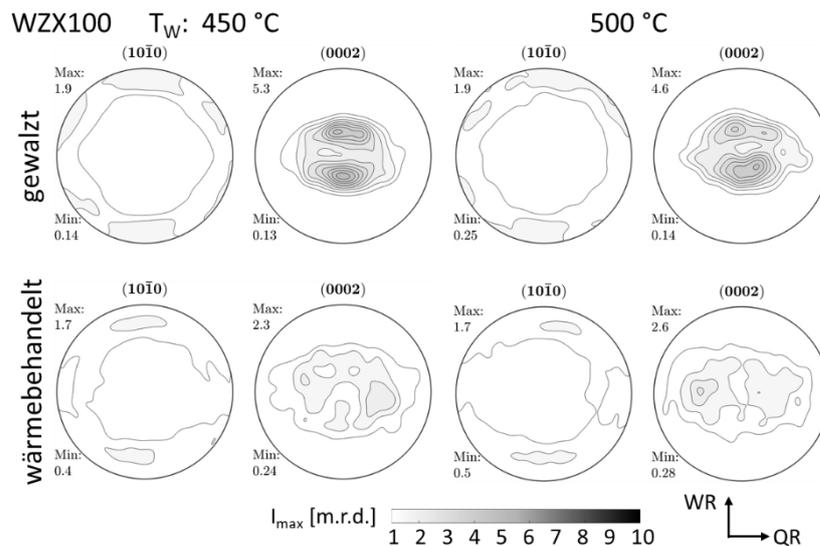


Abbildung 5.15: (0002)- und (10-10)-Polfiguren der WZX100-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d.

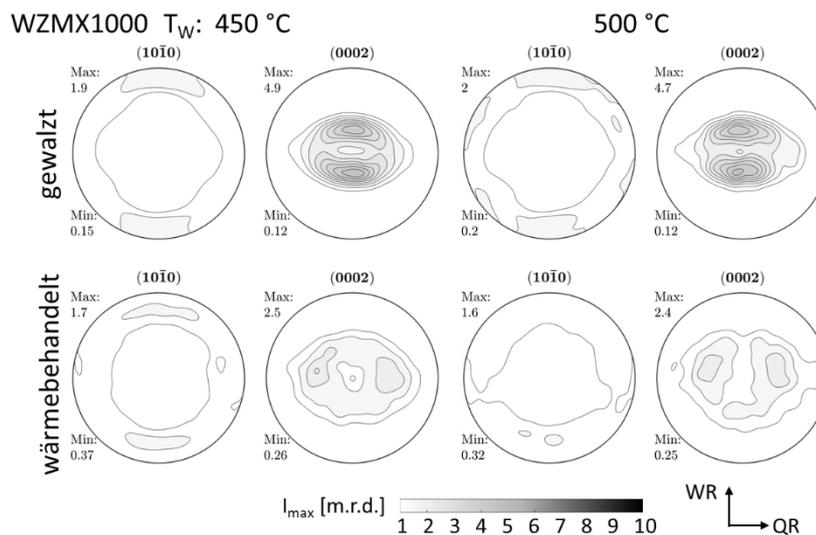


Abbildung 5.16: (0002)- und (10-10)-Polfiguren der WZMX1000-Bleche im gewalzten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Bleche aus den beiden Legierungen AZ31 und W1 eine typische basale Textur aufweisen. Jedoch kann bei den AZ31-Blechen, durch Erhöhung der Walztemperatur und durch die anschließende Wärmebehandlung, eine deutliche Texturabschwächung beobachtet werden. Die W1-Bleche zeigen, mit Erhöhung der Walztemperatur, hingegen eine Zunahme der Texturintensität und nur eine geringe Abnahme durch die anschließende Glühung. In beiden Legierungen bewirkt die statische Rekristallisation durch die Wärmebehandlung keine signifikante Veränderung der Texturkomponenten. Im Gegensatz dazu zeigen die WZ10-Bleche, unabhängig von der Walztemperatur, die Ausbildung eines Doppelpeaks in Walzrichtung. Durch die Wärmebehandlung bzw. statische Rekristallisation bildet sich bei 400 °C, 450 °C und 500 °C die SE-Texturkomponente (Querkomponente) aus und die maximale Intensität der Textur nimmt ab. Bei 400 °C bleibt zudem der Doppelpeak in WR bestehen und der Kippwinkel erhöht sich auf ca. 35°. Die Bleche aus den Legierungen WZM100, WZX100 und WZMX1000 zeigen, abhängig von der Walztemperatur (Ca-haltige Bleche nur walzbar bis zu einer unteren Prozessgrenze von 450 °C), keinen Unterschied der Texturkomponenten im Vergleich zur WZ10-Legierung.

5.2.4 Mechanische Eigenschaften und Umformbarkeit

Um eine Aussage über die mechanischen Eigenschaften, wie z.B. die Festigkeit, aber auch die Duktilität und die Umformbarkeit bei Raumtemperatur, treffen zu können, wurden Zugversuche in Walzrichtung (WR) und Querrichtung (QR), sowie Erichsentiefungsversuche durchgeführt. Im Folgenden sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die im vorherigen Abschnitt dargestellten Prozesstemperaturen dargestellt. Zudem sind in einer Grafik die wichtigsten mechanischen Kennwerte ($R_{p0.2}$: Streckgrenze; R_m : Zugfestigkeit; A: Bruchdehnung), in Abhängigkeit der Prozesstemperatur aufgezeigt. Das biaxiale Umformvermögen ist für die Anwendung von Flachprodukten ausschlaggebend. Um dieses erfassen zu können, ist der Erichsenwert (IE) über die Prozesstemperatur abgebildet.

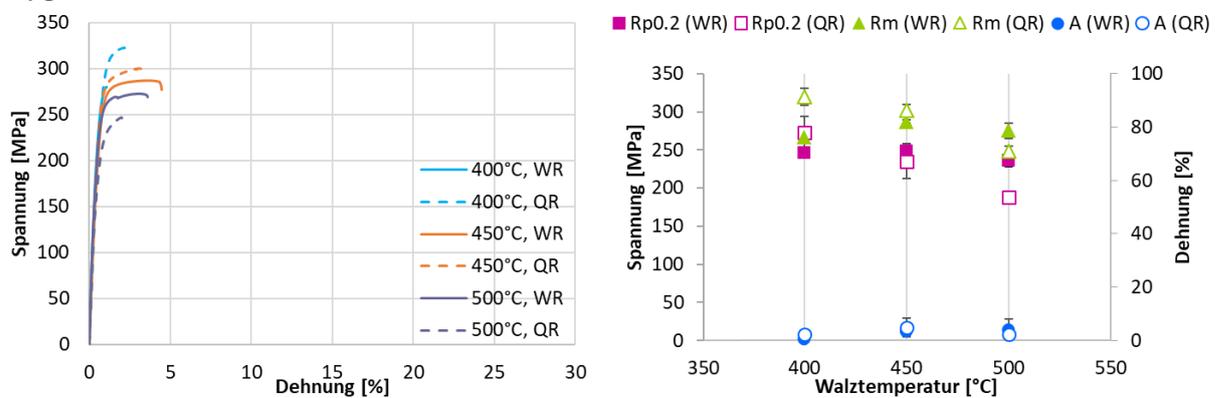
Die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Bleche aus der Legierung AZ31 zeigen im gewalzten Zustand, Abbildung 5.17 a), den typischen Verlauf für ein kaltverfestigtes Material und somit keinen erheblichen Unterschied zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit. Zudem weisen die AZ31-Bleche im gewalzten Zustand, mit einer geringeren Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung von 0,5-4,7 %, ein sehr sprödes Materialverhalten auf. Mit Erhöhung der Walztemperatur kommt es zu einer Abnahme der Festigkeiten, wobei sich auch hier lastrichtungsabhängig ein Unterschied zeigt. Nach einer

Walztemperatur von 400 °C und 450 °C hat jeweils die Querrichtung höhere Werte in R_m und $R_{p0.2}$. Im Gegensatz dazu ist, bei einer Walztemperatur von 500 °C, die Zugfestigkeit in Walzrichtung mit 236 MPa deutlich höher als die in Querrichtung mit 188 MPa, siehe Tabelle 5.3.

Die anschließende Glühung der Bleche (Abbildung 5.17 b)) bewirkt einen typischen Abfall der Streckgrenze und der Zugfestigkeit. Zudem kommt es zu einer erheblichen Erhöhung der Dehnung, aufgrund des Abbaus von Versetzungen und der statischen Rekristallisation des Gefüges. Die walztemperaturabhängige Entwicklung der mechanischen Eigenschaften der wärmebehandelten Bleche, ist vergleichbar mit denen der gewalzten Zustände. Zum einen ist, mit Erhöhung der Walztemperatur, eine Abnahme von R_m und $R_{p0.2}$ zu erkennen. Zum anderen zeigt sich auch hier, dass bei einer Walztemperatur von 500 °C, die Streckgrenze in Walzrichtung (124 MPa) höher ist als die in Querrichtung (116 MPa). Sehr deutlich ist zudem zu beobachten, dass die Duktilität, in Walzrichtung der geglühten Bleche, mit Erhöhung der Walztemperatur, von 6,4 % auf 17,2 % signifikant steigt.

AZ31

a) gewalzt



b) wärmebehandelt

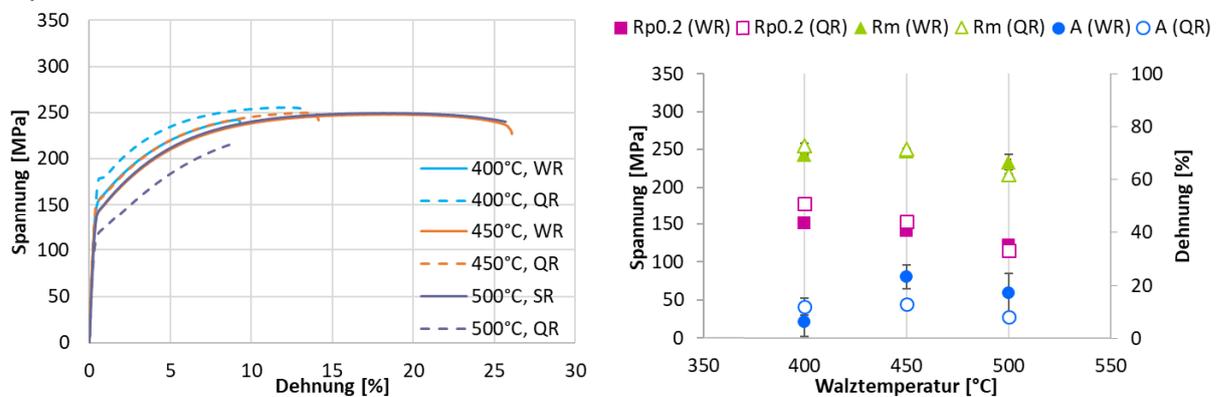


Abbildung 5.17: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in WR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Walztemperatur für die AZ31-Bleche im gewalzten (a) und wärmebehandelten Zustand (b)

Der Erichsenversuch bietet, im Vergleich zum Zugversuch, die Möglichkeit, das biaxiale Umformverhalten eines Werkstoffes abzubilden. Für die AZ31-Bleche, Abbildung 5.18, zeigt sich ein deutlicher Einfluss der Walztemperatur, sowie der anschließenden Wärmebehandlung auf die biaxiale Umformbarkeit, also den Erichsenwert. Im gewalzten Zustand ist mit Erhöhung der Walztemperatur von 400 °C auf 500 °C, eine leichte Zunahme des Erichsenwertes von 2,0 mm auf 3,0 mm zu erkennen. Durch die Wärmebehandlung der Bleche kommt es, bei einer Walztemperatur von 400 °C, bzw. 450 °C, lediglich zu einer geringfügigen Steigerung des Erichsenwertes auf 3 mm und 4,8 mm. In Folge der Wärmebehandlung zeigt sich bei dem Blech, welches bei 500 °C gewalzt wurde, hingegen eine signifikante Erhöhung des Erichsenwertes um 3,1 mm, auf insgesamt 6,1 mm. Folglich findet durch die anschließende statische Rekristallisation, eine Verdoppelung der Umformbarkeit statt.

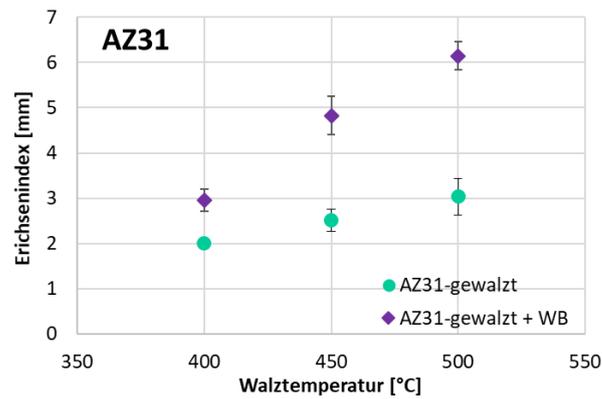


Abbildung 5.18: Erichsenindex in Abhängigkeit der Temperatur für die AZ31-Bleche im gewalzten und wärmebehandelten Zustand

Für die in Abbildung 5.17 dargestellten Spannungs-Dehnungskurven der gewalzten und wärmebehandelten AZ31-Bleche sind die mechanischen Kennwerte sowie die Erichsenwerte in Tabelle 5.3 zusammengefasst.

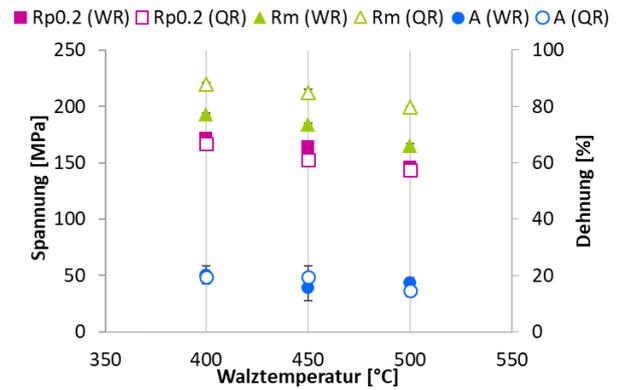
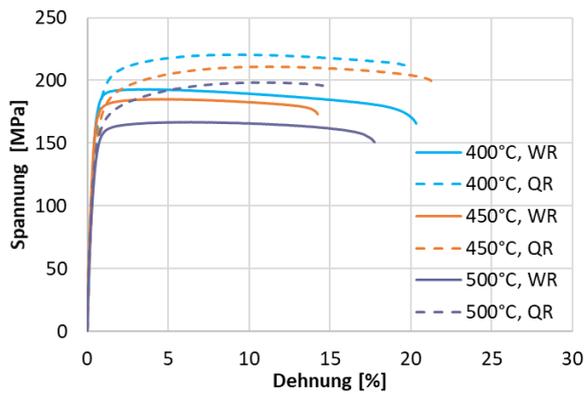
Tabelle 5.3: Mechanische Kennwerte der AZ31-Bleche

Zustand	T_w [°C]	Lastrichtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
gewalzt	400	WR	246 ± 2	267 ± 27	$0,5 \pm 0,3$	$0,5 \pm 0,3$	$2,0 \pm 0,1$
		QR	273 ± 5	320 ± 11	$2,1 \pm 1,3$	$2,3 \pm 1,5$	
	450	WR	249 ± 8	287 ± 2	$2,8 \pm 1,3$	$3,4 \pm 1,9$	$2,5 \pm 0,2$
		QR	235 ± 23	302 ± 8	$3,8 \pm 2,8$	$4,7 \pm 3,5$	
500	WR	236 ± 8	275 ± 10	$3,5 \pm 3,2$	$4,2 \pm 3,9$	$3,0 \pm 0,4$	
	QR	188 ± 6	248 ± 7	$2,1 \pm 1,5$	$2,3 \pm 1,8$		
wärmebehandelt	400	WR	153 ± 1	243 ± 1	$6,2 \pm 5,3$	$6,4 \pm 5,5$	$3,0 \pm 0,2$
		QR	178 ± 1	255 ± 3	$11,2 \pm 2,6$	$12,1 \pm 3,2$	
	450	WR	143 ± 1	247 ± 3	$17,1 \pm 1,3$	$12,3 \pm 4,6$	$4,8 \pm 0,4$
		QR	155 ± 1	250 ± 1	$12,2 \pm 0,8$	$13,1 \pm 0,6$	
	500	WR	124 ± 1	233 ± 10	$14,6 \pm 5,2$	$17,2 \pm 7,3$	$6,1 \pm 0,3$
		QR	116 ± 2	216 ± 1	$8,2 \pm 0,4$	$8,3 \pm 0,5$	

Auch bei den W1-Blechen, siehe Abbildung 5.19 a), zeigt sich im gewalzten Zustand der typische Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve für ein kaltverfestigtes Material. Im Vergleich zu den AZ31-Blechen ist das W1-Blech jedoch bereits im gewalzten Zustand viel duktiler. Die Bruchdehnung von 15-21% (Tabelle 5.4) ist signifikant höher und weist keine ausgeprägte Lastrichtungsabhängigkeit auf. Mit steigender Walztemperatur (400 °C auf 500 °C), ist eine Abnahme der Streckgrenze zu beobachten. Die Wärmebehandlung für 10 min bei 450 °C, führt bei den W1-Blechen (Abbildung 5.19 b)) zu einer Verringerung der Anisotropie der mechanischen Eigenschaften. Zudem kommt es zu einer Abnahme der Streckgrenze und der Zugfestigkeit. Eine deutliche Abhängigkeit der Streckgrenze und Zugfestigkeit von der Walztemperatur, ist nicht zu erkennen. Lediglich die Duktilität bzw. die Bruch- und Gleichmaßdehnung verringert sich mit Erhöhung der Walztemperatur. Mit einer Bruchdehnung von 24,2 % in WR, weist der Zustand, gewalzt bei 400 °C, den höchsten Wert auf.

W1

a) gewalzt



b) wärmebehandelt

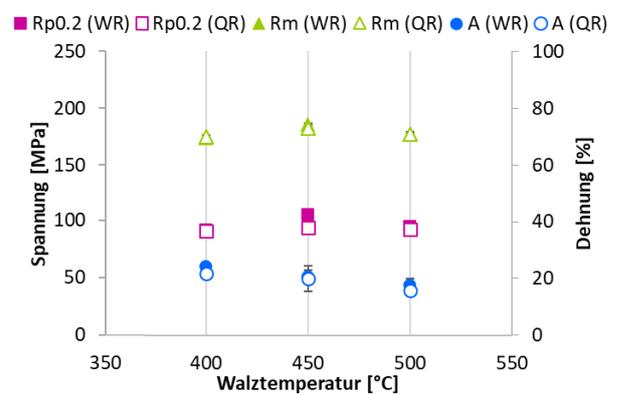
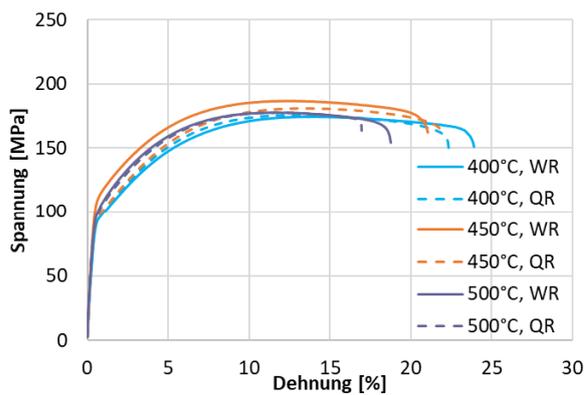


Abbildung 5.19: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in WR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Walztemperatur für die W1-Bleche im gewalzten (a) und wärmebehandelten Zustand (b)

Für die W1-Bleche zeigt sich hingegen beim Erichsenwert (Abbildung 5.20) eine Abhängigkeit von der Walztemperatur. Besonders bemerkenswert ist hier, dass das Blech im gewalzten Zustand eine höhere biaxiale Umformbarkeit aufweist, als der wärmebehandelte Zustand. Im gewalzten Zustand steigt, mit Reduzierung der Walztemperatur, der Erichsenwert von 5,0 mm auf 6,8 mm. Die anschließende Wärmebehandlung resultiert in einer signifikanten Verringerung der Erichsenwerte auf bis zu 3,3 mm, bei einer Walztemperatur von 500 °C. Hier zeigt sich eine Halbierung des Erichsenwertes durch die anschließende Wärmebehandlung. Im Vergleich dazu, konnte der Wert beim AZ31-Blech durch die Wärmebehandlung verdoppelt werden.

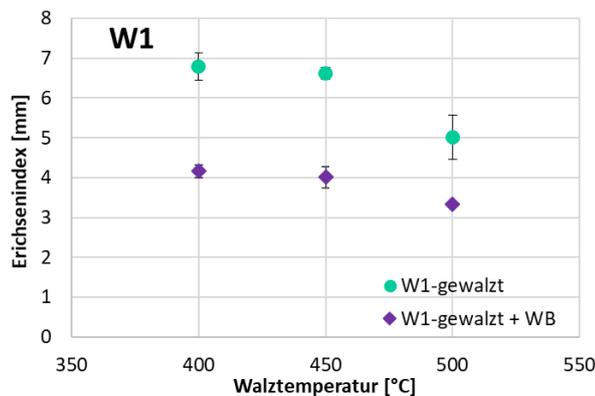


Abbildung 5.20: Erichsenindex in Abhängigkeit der Temperatur für die W1-Bleche im gewalzten und wärmebehandelten Zustand

Alle Kennwerte für die W1-Bleche aus den in Abbildung 5.19 dargestellten Spannungs-Dehnungskurven sowie die zugehörigen Erichsenwerte sind zusammenfassend in Tabelle 5.4 aufgelistet.

Tabelle 5.4. Mechanische Kennwerte der W1-Bleche

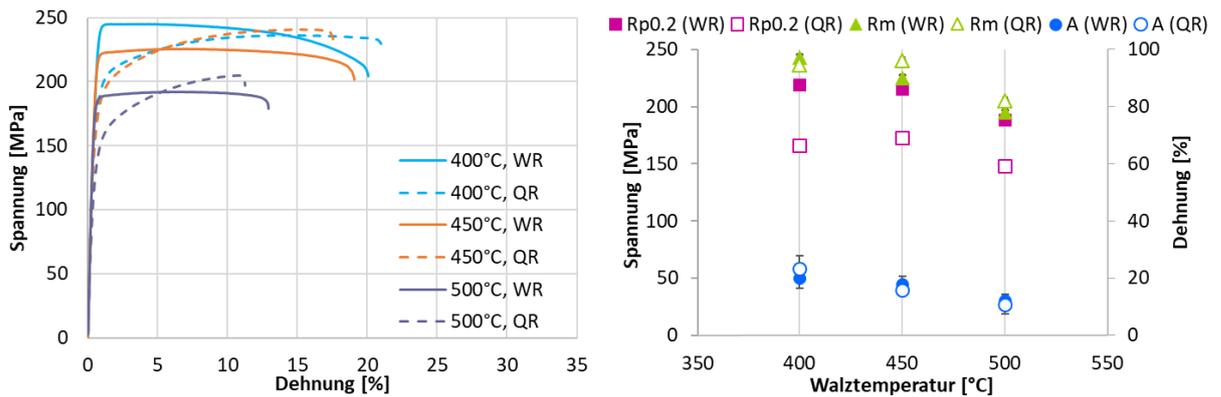
Zustand	T _w [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
gewalzt	400	WR	172 ± 1	193 ± 1	3,1 ± 0,1	20,3 ± 3,1	6,8 ± 0,4
		QR	167 ± 1	220 ± 1	8,5 ± 0,1	19,4 ± 2,1	
	450	WR	164 ± 3	184 ± 1	4,1 ± 0,1	15,7 ± 4,7	6,6 ± 0,2
		QR	153 ± 4	212 ± 3	10,6 ± 0,1	19,6 ± 3,8	
	500	WR	146 ± 3	165 ± 2	5,3 ± 0,5	17,6 ± 1,5	5,0 ± 0,6
		QR	144 ± 1	199 ± 1	9,9 ± 0,1	14,7 ± 2,1	
wärmebehandelt	400	WR	93 ± 1	174 ± 2	12,8 ± 0,5	24,2 ± 1,1	4,2 ± 0,2
		QR	92 ± 2	175 ± 1	12,1 ± 0,1	21,7 ± 1,3	
	450	WR	106 ± 3	186 ± 1	12,1 ± 0,3	20,7 ± 2,3	4,0 ± 0,3
		QR	95 ± 3	182 ± 2	12,7 ± 0,3	19,9 ± 4,5	
	500	WR	96 ± 3	177 ± 2	10,9 ± 0,1	17,8 ± 2,2	3,3 ± 0,1
		QR	93 ± 2	177 ± 1	11,4 ± 0,3	15,7 ± 1,7	

Die WZ10-Bleche haben im gewalzten Zustand, Abbildung 5.21 a), im Vergleich zu den W1-Blechen eine deutliche höhere Streckgrenze in Walzrichtung, jedoch nicht in Querrichtung. Folglich kommt es zu einer deutlichen Zunahme der Streckgrenzenanisotropie. Mit 219 MPa ist die Streckgrenze in WR des WZ10-Bleches, gewalzt bei 400 °C, um 47 MPa höher als die des W1-Bleches (siehe Tabelle 5.5). Mit Erhöhung der Walztemperatur von 400 °C auf 500 °C, ist eine Abnahme der Zugfestigkeit und der Streckgrenze, sowie der Bruchdehnung zu beobachten.

Die anschließende Wärmebehandlung Abbildung 5.21 b) führt, unabhängig der Walztemperatur, zu einer Verringerung Streckgrenze und Zugfestigkeit. Hingegen bewirkt die Glühung eine Erhöhung der Bruch- und Gleichmaßdehnung. Eine Ausnahme ist dabei der Zustand gewalzt bei 400 °C in Querrichtung. Mit einer Bruchdehnung von 11,1 % fällt dieser Wert sehr gering aus und passt nicht ins Schema. Durch den Walzprozess eingebrachte Oxide in der Matrix oder Oberflächendefekte, können der Grund für den geringen Wert sein.

WZ10

a) gewalzt



b) wärmebehandelt

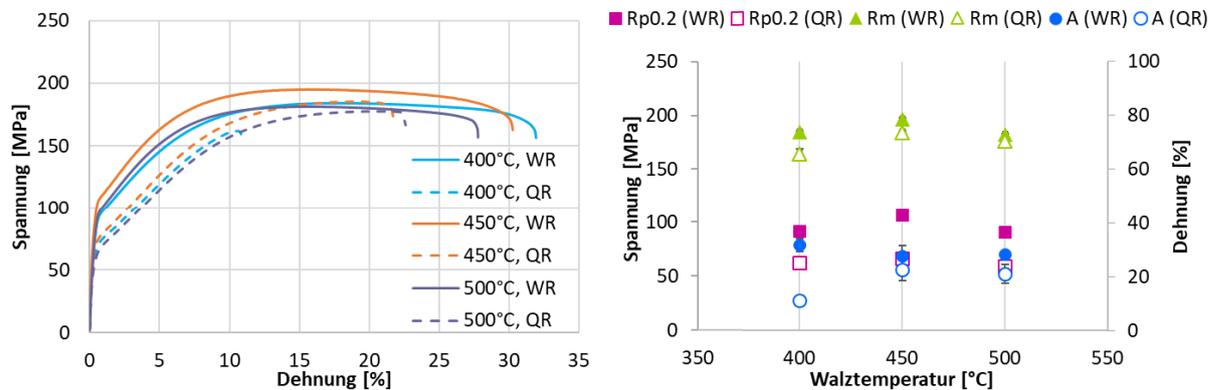


Abbildung 5.21: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in WR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Walztemperatur für die W1-Bleche im gewalzten (a) und wärmebehandelten Zustand (b)

Für die WZ10-Bleche lassen sich im gewalzten Zustand, unabhängig der Walztemperatur, Erichsenwerte von 5,0 mm bis 5,9 mm messen (siehe Abbildung 5.22). Nur bei dem Blech, gewalzt bei 400 °C, ist eine Steigerung der biaxialen Umformbarkeit durch die anschließende Wärmebehandlung festzustellen. In diesem Fall kann der Erichsenwert von 5,0 mm auf 6,5 mm erhöht werden. Für die anderen Walztemperaturen zeigt sich kein Einfluss der Wärmebehandlung auf den Erichsenwert. Dieses Verhalten ist entgegengesetzt zu den W1 Blechen. Hier zeigte sich eine deutliche Verringerung des Erichsenwertes aufgrund der anschließenden statischen Rekristallisation.

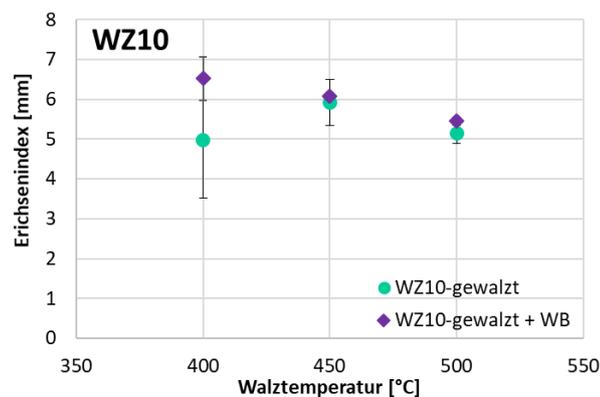


Abbildung 5.22: Erichsenindex in Abhängigkeit der Temperatur für die WZ10-Bleche im gewalzten und wärmebehandelten Zustand

Die mechanischen Kennwerte der WZ10-Bleche im gewalzten als auch wärmebehandelten Zustand sind in Tabelle 5.5 zusammengefasst.

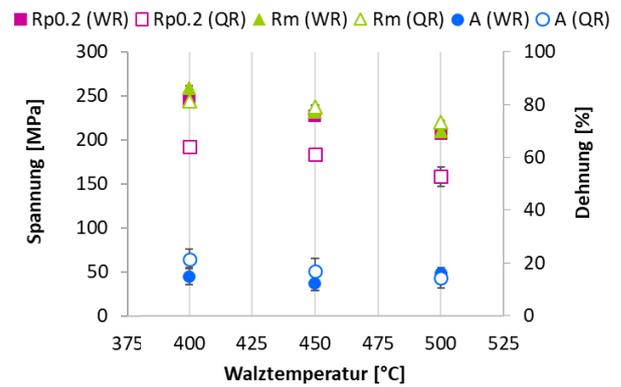
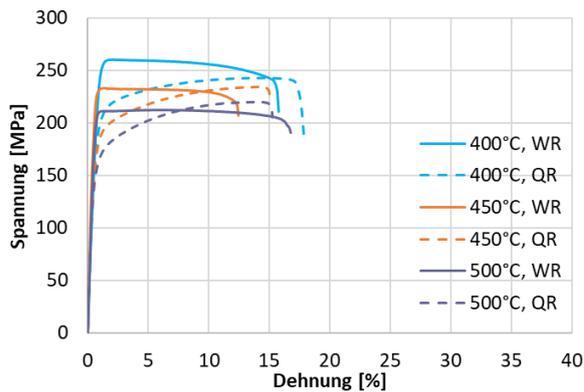
Tabelle 5.5: Mechanische Kennwerte der WZ10-Bleche

Zustand	T _w [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
gewalzt	400	WR	219 ± 2	243 ± 2	2,6 ± 1,3	19,9 ± 3,4	5,0 ± 1,5
		QR	166 ± 5	236 ± 1	13,5 ± 1,1	23,4 ± 4,4	
	450	WR	215 ± 1	225 ± 2	5,6 ± 0,4	17,8 ± 2,8	5,9 ± 0,6
		QR	173 ± 1	240 ± 1	13,7 ± 1,8	15,8 ± 1,8	
	500	WR	188 ± 3	195 ± 2	5,5 ± 0,2	12,2 ± 2,1	5,1 ± 0,2
		QR	148 ± 1	205 ± 1	9,8 ± 0,2	10,6 ± 0,2	
wärmebehandelt	400	WR	92 ± 1	184 ± 1	16,9 ± 0,2	31,6 ± 2,4	6,5 ± 0,6
		QR	63 ± 1	164 ± 5	10,6 ± 1,2	11,1 ± 1,3	
	450	WR	107 ± 2	196 ± 1	14,7 ± 0,3	27,6 ± 4,1	6,1 ± 0,1
		QR	67 ± 1	184 ± 1	18,8 ± 1,4	22,6 ± 4,1	
	500	WR	91 ± 2	182 ± 1	17,7 ± 0,2	28,2 ± 0,9	5,4 ± 0,1
		QR	60 ± 1	176 ± 1	18,7 ± 2,1	21,1 ± 3,5	

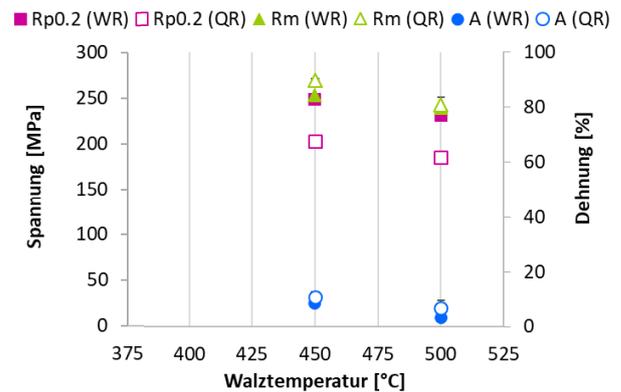
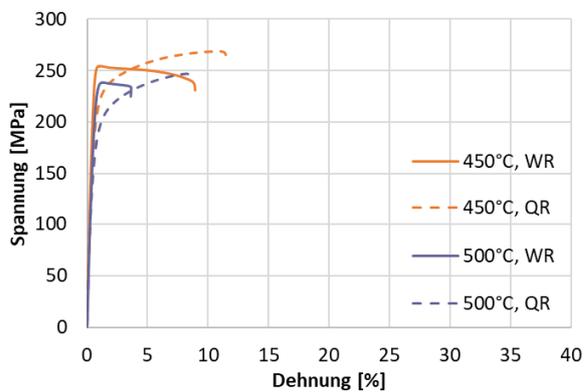
Für die modifizierten WZ10- Legierungen, also die Bleche aus den Legierungen WZM100, WZX100 und WZMX1000, zeigt sich im gewalzten Zustand (Abbildung 5.23) dass das WZMX1000-Blech (Abbildung 5.23 c), gewalzt bei 450 °C, die höchste Streckgrenze und auch die höchste Zugfestigkeit hat. Im Vergleich zu dem WZMX1000-Blech hat das WZ10-Blech (Abbildung 5.21) eine um ca. 50 MPa geringe Streckgrenze und eine um ca. 30 MPa niedrigere Zugfestigkeit. Es lässt sich folglich feststellen, dass die kombinierte Zulegierung von Ca und Mn zu WZ10, im gewalzten Zustand festigkeitssteigern wirkt. Die höchste Bruchdehnung weist das WZM100-Blech (Abbildung 5.23 a), gewalzt bei 400 °C, auf. Im Gegensatz zu den Ca-haltigen Legierungen (WZX100 und WZMX1000) haben WZ10 und WZM100 ein ausgeprägtes, anisotropes Materialverhalten, sowie eine deutlich höhere Bruchdehnung. Mit Erhöhung der Prozesstemperatur, zeigen alle modifizierten WZ10-Legierungen im gewalzten Zustand eine Abnahme der Streckgrenze, der Zugfestigkeit, sowie der Bruchdehnung. Die Werte der Streckgrenze in Walzrichtung sind hierbei stets höher als die in Querrichtung.

gewalzt

a) WZM100



b) WZX100



c) WZMX1000

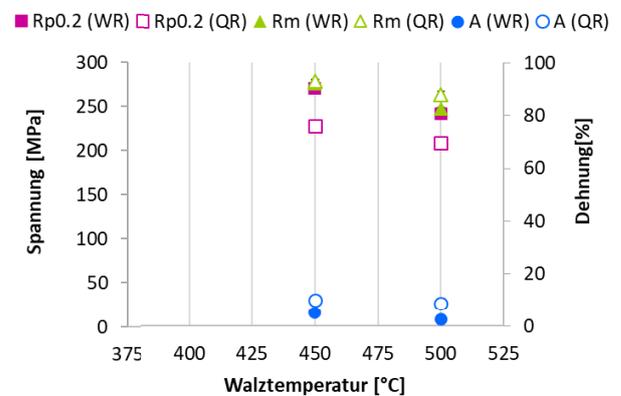
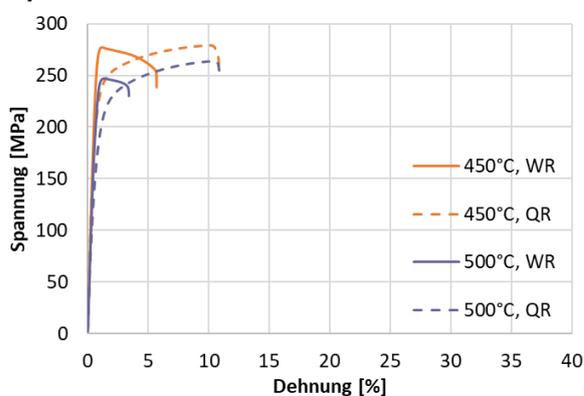
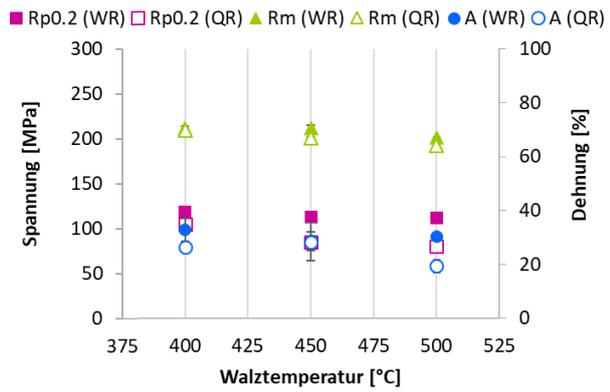
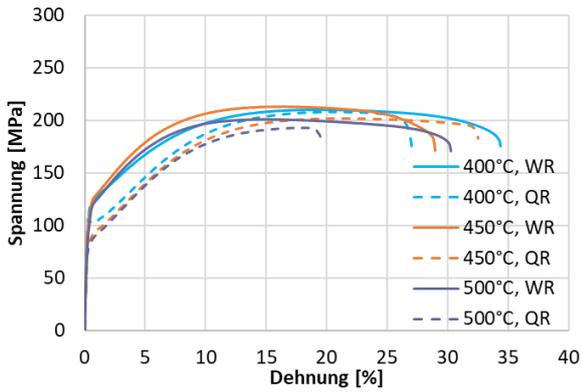


Abbildung 5.23: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in WR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Walztemperatur für die modifizierten WZ10-Bleche im gewalzten Zustand; a) WZM100; b) WZX100; c) WZMX1000

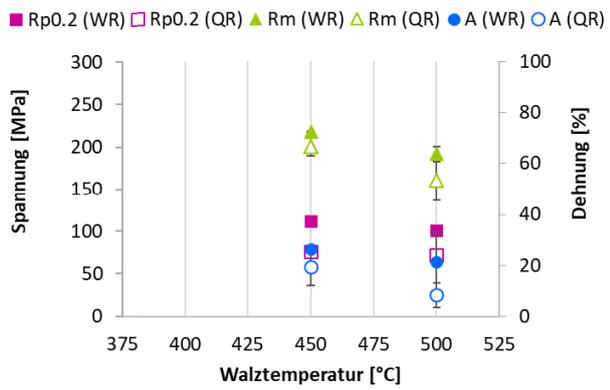
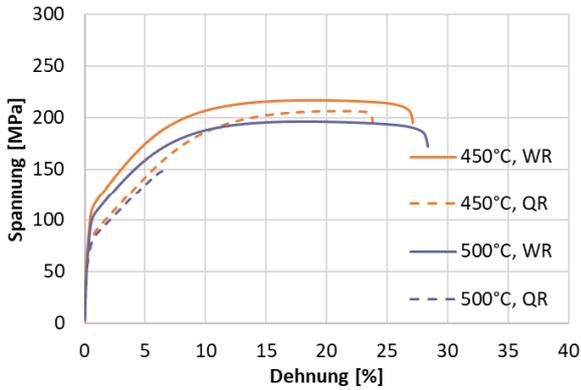
Dieses prozesstemperaturabhängige Materialverhalten ist auch nach der Wärmebehandlung zu beobachten (Abbildung 5.24), wobei das richtungsabhängige Materialverhalten, sowohl für die Streckgrenze als auch für die Zugfestigkeit, nach der statischen Rekristallisation, geringer ausfällt. Die Differenz zwischen WR und QR der Streckgrenze wird kleiner. Im gewalzten Zustand zeigen sich, für die Zugfestigkeit in Querrichtung, geringfügig höhere Werte, wobei sich dieses Verhalten nach der Wärmebehandlung umgekehrt zeigt. Eine Abnahme der Duktilität ist auch bei diesen Legierungen, wie schon bei den WZ10-Blechen, mit Erhöhung der Walztemperatur zu beobachten. Vor allem bei WZX100 und WZMX1000 (Abbildung 5.24 b,c), also den Ca-haltigen Legierungen, ist im Vergleich zu WZ10 das beschriebene Materialverhalten ausgeprägt. Wie auch schon im gewalzten Zustand hat auch im wärmebehandelten Zustand das WZMX1000-Blech (400 °C) die höchste Bruchdehnung.

wärmebehandelt

a) WZM100



b) WZX100



c) WZMX1000

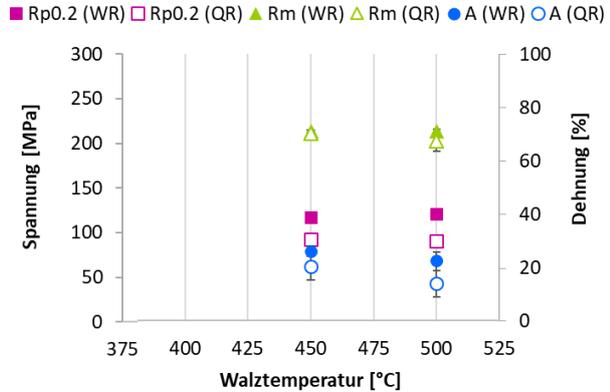
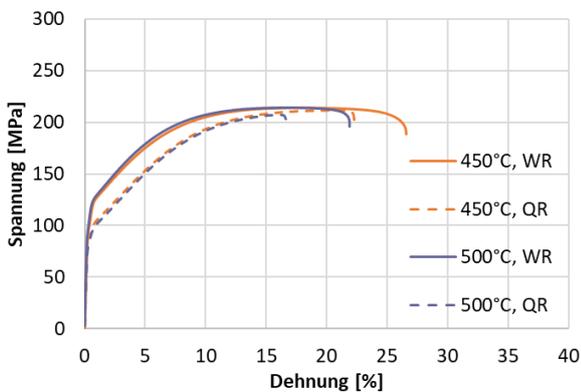


Abbildung 5.24: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in WR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Walztemperatur für die modifizierten WZ10-Bleche im wärmebehandelten Zustand; a) WZM100; b) WZX100; c) WZMX1000

Das biaxiale Umformverhalten weist auch für die modifizierten WZ10-Legierungen (Abbildung 5.25), eine Abhängigkeit von der Walztemperatur und der anschließenden Wärmebehandlung auf. Für die wärmebehandelten WZM100-Bleche zeigt der Erichsenwerte, wie bereits für die WZ10-Bleche, eine Verringerung mit Erhöhung der Walztemperatur auf. Den höchsten Erichsenwert hat mit 7,9 mm das WZM100-Blech, gewalzt bei 400 °C, nach anschließender Wärmebehandlung. Dieser Wert ist im Vergleich zu dem des WZ10-Blech um 1,5 mm höher. Für die Ca-haltigen Legierungen WZX100 und WZMX1000, sind die Erichsenwerte im gewalzten Zustand, mit maximalen Werten von 4,4 mm bis 5,4 mm, signifikant geringer als die nach der Wärmebehandlung.

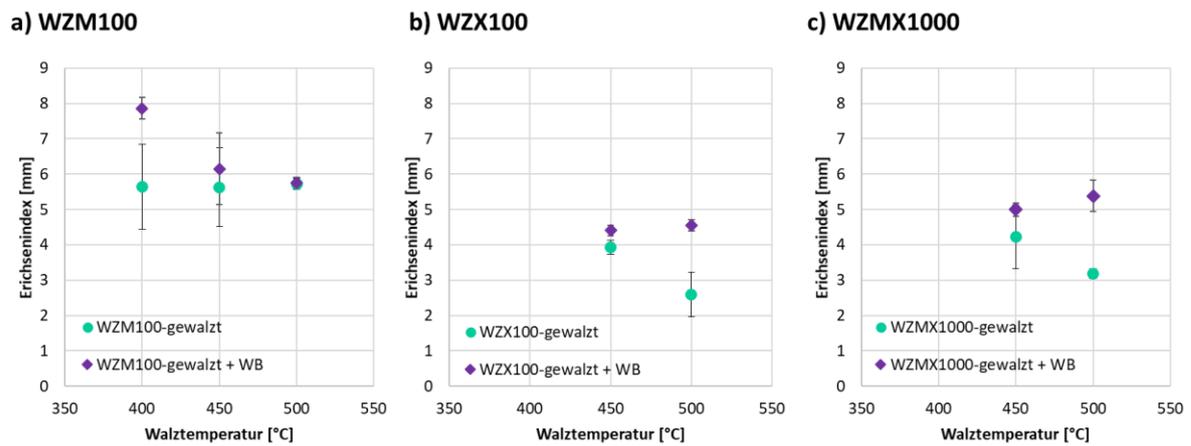


Abbildung 5.25: Erichsenindex in Abhängigkeit der Temperatur für die modifizierten WZ10-Bleche im gewalzten und wärmebehandelten Zustand; a) WZM100, b) WZX100, c) WZMX1000

Für die modifizierten WZ10- Legierungen, also die Bleche aus den Legierungen WZM100, WZX100 und WZMX1000, sind die mechanischen Kennwerte, sowie die Erichsenwerte in Tabelle 5.6 aufgelistet.

Tabelle 5.6: Mechanische Kennwerte der WZM100-, WZM100- und WZMX1000-Bleche

Legierung	Zustand	T_w [°C]	Lastrichtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	
WZM100	gewalzt	400	WR	245 ± 3	259 ± 2	1,1 ± 0,1	14,9 ± 3,1	5,6 ± 1,2	
			QR	192 ± 2	244 ± 1	13,9 ± 0,6	21,5 ± 3,7		
		450	WR	227 ± 3	232 ± 4	0,6 ± 0,2	12,3 ± 2,9	5,6 ± 1,1	
			QR	183 ± 1	237 ± 2	13,6 ± 1,6	16,8 ± 4,9		
		500	WR	207 ± 3	210 ± 3	5,5 ± 0,1	16,1 ± 0,6	5,7 ± 0,2	
			QR	158 ± 11	220 ± 2	12,8 ± 3,1	14,2 ± 3,8		
	wärmebehandelt	400	WR	118 ± 1	212 ± 2	18,3 ± 1,6	32,8 ± 4,3	7,9 ± 0,3	
			QR	105 ± 1	209 ± 1	20,3 ± 0,2	26,5 ± 0,8		
		450	WR	113 ± 4	212 ± 3	15,9 ± 0,1	28,6 ± 3,4	6,2 ± 1,0	
			QR	85 ± 2	201 ± 1	20,5 ± 1,1	28,3 ± 7,1		
WZX100	gewalzt	450	WR	248 ± 2	253 ± 1	0,5 ± 0,1	8,5 ± 1,2	2,6 ± 0,6	
			QR	203 ± 2	269 ± 2	10,1 ± 1,8	10,7 ± 2,1		
		500	WR	231 ± 3	239 ± 2	0,7 ± 0,1	3,3 ± 0,8	3,9 ± 0,2	
			QR	185 ± 2	242 ± 9	6,5 ± 2,5	6,9 ± 2,8		
		wärmebehandelt	450	WR	112 ± 1	217 ± 1	17,6 ± 0,3	26,1 ± 1,1	4,6 ± 0,2
				QR	76 ± 1	200 ± 11	17,2 ± 5,7	19,5 ± 7,4	
	500		WR	101 ± 2	191 ± 9	14,3 ± 5,8	21,1 ± 11,6	4,4 ± 0,1	
			QR	72 ± 2	160 ± 23	8,2 ± 4,5	8,4 ± 4,8		
	WZMX1000	gewalzt	450	WR	271 ± 1	277 ± 1	0,5 ± 0,1	5,1 ± 0,7	3,2 ± 0,1
				QR	228 ± 1	279 ± 2	9,1 ± 0,6	9,9 ± 0,5	
500			WR	242 ± 1	248 ± 1	0,5 ± 0,1	2,3 ± 1,5	4,2 ± 0,9	
			QR	209 ± 5	264 ± 4	8,1 ± 1,5	8,6 ± 1,9		
wärmebehandelt		450	WR	117 ± 1	213 ± 2	16,7 ± 0,7	26,3 ± 1,8	5,4 ± 0,4	
			QR	92 ± 2	211 ± 1	18,1 ± 2,9	20,6 ± 4,9		
		500	WR	120 ± 1	213 ± 3	15,9 ± 0,1	22,6 ± 3,5	5,0 ± 0,2	
			QR	90 ± 1	202 ± 11	13,8 ± 4,4	14,2 ± 4,8		

Zusammenfassend sind in Tabelle 5.7 für jede Legierung die mechanischen Eigenschaften für das Blech mit dem höchsten Erichsenwert aufgeführt. Für das AZ31 Blech kommt es mit Erhöhung der Walztemperatur und durch die anschließende Wärmebehandlung (WB) sowohl zu einer stetigen Abnahme der Streckgrenze als auch der Zugfestigkeit und zudem zu einer signifikanten Abschwächung der basalen Textur. Die Texturabschwächung resultiert auch in einer Zunahme der Duktilität, wodurch ein maximaler Erichsenwert von 6 mm (T_w : 500 °C nach WB) erreicht wird.

Ergebnisse

Im Vergleich zu AZ31 weist W1 ein anderes prozesstemperaturabhängiges, mechanisches Materialverhalten auf. Beide Legierungen haben eine stärkere basale Textur im gewalzten, also im kaltverfestigten, als im statisch-rekristallisierten Zustand. Dennoch hat das W1-Blech eine signifikant höhere Bruchdehnung im gewalzten Zustand, als dies für das AZ31-Blech zu beobachten ist. Zudem zeigt es im biaxialen Umformvermögen, bei einer Walztemperatur von 400 °C, einen Erichsenwert von 6,8 mm, welcher deutlich höher ist als der des wärmebehandelten Zustandes, mit 4,2 mm. Dieses Verhalten ist unabhängig der Walztemperatur. Aufgrund des kaltverfestigten Zustandes hat das W1-Blech, neben dem hohen Erichsenwert, auch im Vergleich zu den anderen Legierungen, eine sehr hohe Streckgrenze und eine Festigkeit, die vergleichbar mit AZ31 ist.

Auch die WZ10-Bleche zeigen ein ähnliches Verhalten auf. Nämlich einen hohen Erichsenwert im gewalzten Zustand (5 mm) und zudem führt hier die Wärmebehandlung zu einer Verbesserung der biaxialen Umformbarkeit auf eine IE von 6,5 mm. Durch das Zulegieren von Mn kommt es bei WZM100, zu einer Kornfeinung des Gefüges und zu einer Erhöhung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit, im Vergleich zu WZ10. Auch eine Erhöhung des IE auf fast 8 mm, bei einer Walztemperatur von 400 °C, kann beobachtet werden.

Im Gegensatz dazu scheint Ca in WZX100 und WZMX1000 nicht förderlich für die biaxiale Umformbarkeit zu sein. Die Legierungen mit Ca konnten nicht unter 450 °C gewalzt werden und es ist nicht möglich durch die statische Rekristallisation eine Textur mit Komponenten in WR als auch in QR auszubilden. Diese quadrupole Textur, welche WZ10 und WZM100 in diesem Fall vorweisen, ist gut für eine hohe biaxiale Umformbarkeit.

Tabelle 5.7: Legierungsabhängige Zusammenfassung der mechanischen Eigenschaften für den höchsten Erichsenwert der gewalzten Bleche

Legierung	T _w [°C]	Zustand	Erichsenwert [mm]	Korngröße [μm]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]
AZ31	500	WB	6,1 ± 0,3	15 ± 0,9	WR	124 ± 1	233 ± 10	14,6 ± 5,2	17,2 ± 7,3
					QR	116 ± 2	216 ± 1	8,2 ± 0,4	8,3 ± 0,5
W1	400	gewalzt	6,9 ± 0,4	26 ± 2,8	WR	172 ± 1	193 ± 1	3,1 ± 0,1	20,3 ± 3,1
					QR	167 ± 1	220 ± 1	8,5 ± 0,1	19,4 ± 2,1
WZ10	400	WB	6,5 ± 0,6	34 ± 2,0	WR	92 ± 1	184 ± 1	16,9 ± 0,2	31,6 ± 2,4
					QR	63 ± 1	164 ± 5	10,6 ± 1,2	11,1 ± 1,3
WZM100	400	WB	7,9 ± 0,3	13 ± 0,4	WR	118 ± 1	212 ± 2	18,3 ± 1,6	32,8 ± 4,3
					QR	105 ± 1	209 ± 1	20,3 ± 0,2	26,5 ± 0,8
WZX100	450	WB	4,6 ± 0,2	56 ± 5,7	WR	112 ± 1	217 ± 1	17,6 ± 0,3	26,1 ± 1,1
					QR	76 ± 1	200 ± 11	17,2 ± 5,7	19,5 ± 7,4
WZMX1000	450	WB	5,4 ± 0,4	24 ± 1,1	WR	117 ± 1	213 ± 2	16,7 ± 0,7	26,3 ± 1,8
					QR	92 ± 2	211 ± 1	18,1 ± 2,9	20,6 ± 4,9

5.3 Strangpressversuche

Die Herstellung der Magnesiumbänder, mit einer Breite von 40 mm und einer Dicke von 2 mm, erfolgte mittels direktem Strangpressverfahren. Für die Strangpressversuche fand homogenisiertes Ausgangsmaterial in Form von gegossenen Bolzen mit einer Länge von 75 mm und einem Durchmesser von 49 mm Verwendung. Um den Einfluss der Strangpresstemperatur auf die Gefüge- und Texturentwicklung, sowie deren mechanischen Eigenschaften zu untersuchen, wurden die in Tabelle 4.4 dargestellten Prozessparameter für die Versuche gewählt. Die Durchführung der Strangpressversuche erfolgte, äquivalent zu den Walzversuchen, an den sechs bekannten Legierungen AZ31, W1, WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000, in einem Temperaturintervall zwischen 200 °C und 500 °C und bei gleichbleibender Pressgeschwindigkeit (Stempelgeschwindigkeit) von 0,6 mm/s. Die Geschwindigkeit wurde konstant langsam gehalten, um den Einfluss der geschwindigkeitsbedingten Temperatursteigerung so gering wie möglich zu halten. Aus verschiedenen Studien ist bekannt, dass die Umformgeschwindigkeit, vor allem beim Strangpressen, einen großen Einfluss auf die Verformungswärme und folglich auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung hat [45, 118, 119].

5.3.1 Strangpressbarkeit

Zur Beschreibung der Prozessierbarkeit, bzw. Strangpressbarkeit der verschiedenen Legierungen sind in Abbildung 5.26 die Pressdiagramme, in Form der Presskraft über den Stempelweg, zusammengestellt. Die Pressdiagramme zeigen einen typischen Verlauf, der zunächst in einem Kraftanstieg auf ein Maximum besteht, gefolgt von einer kontinuierlichen Abnahme. Diese Abnahme entspricht dem geringer werdenden Reibungsanteil, da, wie aus den Gleichungen 7 und 8 bekannt ist, sich die Presskraft aus der konstant bleibenden Matrizenkraft und der über den Prozess geringer werdenden Reibungskraft zusammensetzt. Der Hauptanteil der Reibung entsteht zwischen Bolzenzylinderoberfläche und Container. Da die Bolzenlänge über den Prozess hinweg stetig abnimmt, wird die Reibung geringer. Der Kraftabfall, bei einem Stempelweg von 300 mm, begründet sich durch das Stoppen des Prozesses, um den Puller an das Strangpressprofil anzubringen.

AZ31 lässt sich uneingeschränkt, bei Temperaturen zwischen 250 °C und 500 °C, homogen Strangpressen. Ein homogener Strangpressprozess zeichnet sich durch eine kontinuierliche Kraftabnahme über den gesamten Prozess aus. Bei 200 °C wird das Kraftmaximum der Strangpresse (2,5MN) erreicht. Im Gegensatz dazu, weist W1 bereits ab 325°C eine Begrenzung des unteren Prozessfensters, bedingt durch ein Materiallimit und gekennzeichnet durch einen inhomogenen Materialfluss beim Strangpressen, auf. Durch das Zulegieren von Zn und/ oder Mn zu der W1-Legierung (also WZ10 und WZM100), ist ein inhomogener Materialfluss von 300 °C (WZ10) bzw. 325 °C (WZM100) bis 375 °C zu erkennen. Folglich bedeutet dies eine Begrenzung des unteren, prozessierbaren Temperaturbereichs um 50 °C, im Vergleich zu W1. Das Zulegieren von Ca zu WZ10 oder WZM100 bewirkt hingegen das Gegenteil. Es führt dazu, dass sich der untere prozessierbare Temperaturbereich von WZX100 und WZMX100, im Vergleich zu WZ10, um 25 °C, auf 350 °C erweitert.

Ergebnisse

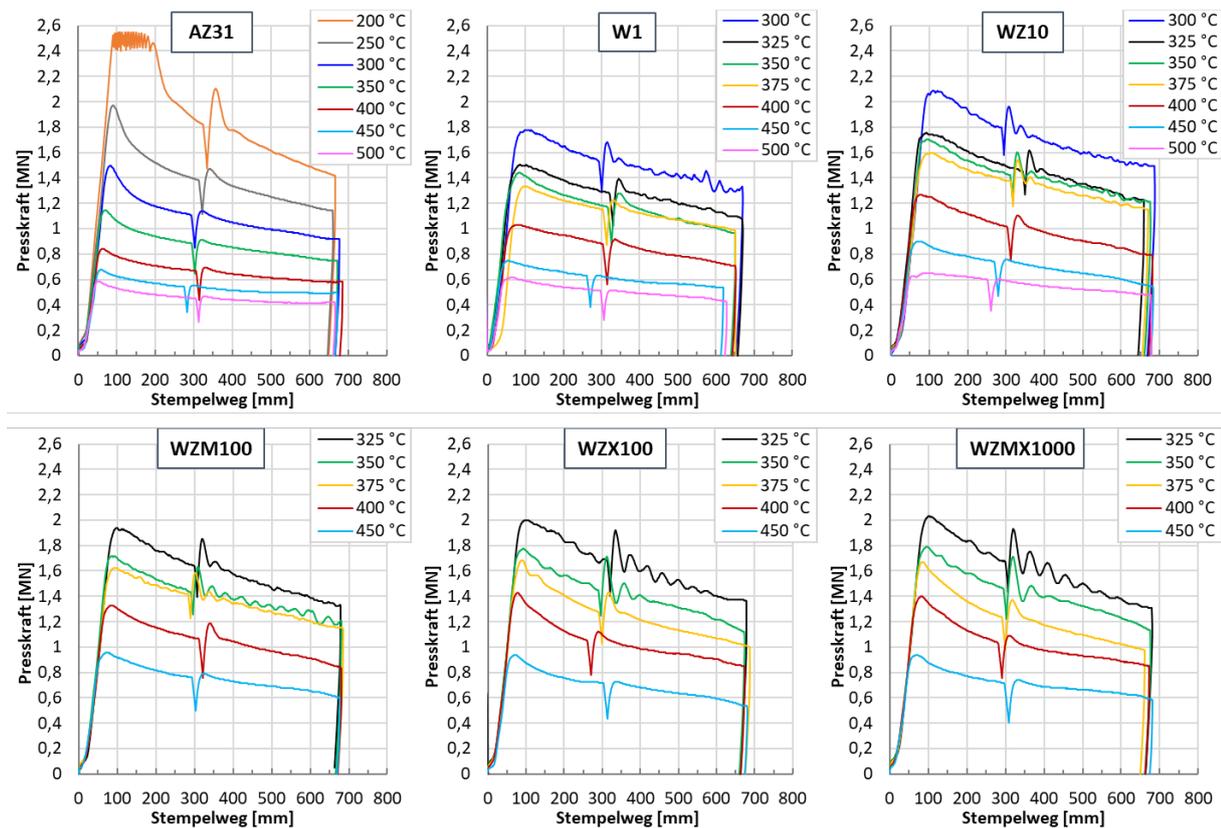


Abbildung 5.26: Pressdiagramme für AZ31, W1, WZ10, WZM100, WZX100, WZMX1000 bei einer Strangpressgeschwindigkeit (Stempelgeschwindigkeit) von 0,6 mm/s und variierenden Temperaturen

Um das Fließverhalten zu analysieren, ist die maximale und die minimale Presskraft, in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur, in Abbildung 5.27 aufgetragen. Die maximale Presskraft ist die Kraft, die benötigt wird, um das Material zum Fließen zu bringen. Die minimale Presskraft korreliert mit der Fließspannung, da der Reibungsanteil vernachlässigt werden kann.

Für die maximalen Presskraft zeigt AZ31 eine stetige, gleichmäßige Abnahme von 2,55 MN auf 0,58 MN, bei steigender Strangpresstemperatur. Für W1 und WZ10 kann dies hingegen nicht beobachtet werden. Bei einer Strangpresstemperatur zwischen 325 °C-375 °C kommt es lediglich zu einer geringfügigen Presskraftänderung, welche in Abhängigkeit der Temperatur auftritt, jedoch nicht zu einem linearen Verlauf. Es gibt also einen quasistationären Bereich, in dem die Presskräfte relativ gleich sind. Erst ab einer Strangpresstemperatur von 375 °C bis 500 °C ist wieder eine gleichmäßige Abnahme der Presskräfte, mit steigender Temperatur, zu beobachten. Bei 325 °C hat WZ10 mit 1,76 MN eine deutlich höhere maximale Presskraft als W1 mit 1,50 MN. Für die modifizierten WZ10-Legierungen (WZM100, WZX100, WZMX1000) zeigen die maximalen Presskräfte, dass es bei niedrigen Temperaturen, durch die Legierungszugabe von Mn, Ca und Mn+Ca, zu einer Erhöhung der Presskraft von ca. 0,2 MN bei 325 °C kommt. Dieser Effekt wird mit Zunahme der Strangpresstemperatur geringer.

Um den Anteil der Reibungskomponente an der Presskraft ausschließen zu können, ist zudem die minimale Presskraft in Abbildung 5.27 (rechts) aufgezeigt. Diese steht in Relation zu der Fließspannung und kann folglich in Zusammenhang mit dem, im Prozess ablaufenden, Rekristallisationsverhalten gebracht werden.

AZ31 zeigt mit Erhöhung der Prozesstemperatur von 200 °C bis 500 °C eine stetige Abnahme der minimalen Presskraft, bzw. der Fließspannung. In diesem Zusammenhang besteht zwischen 200 °C und 300 °C eine Differenz der Presskraft von 0,5 MN und zwischen 400 °C und 500 °C von lediglich 0,16 MN.

Im Vergleich zu der Legierung AZ31 zeigt W1 im Strangpressvorgang bei 300 °C eine deutlich höhere minimale Presskraft (+0,41 MN). Die Kraftdifferenz zwischen W1 und AZ31 wird mit steigender Strangpresstemperatur geringer.

Bei der WZ10-Legierung kommt es bei einer Strangpresstemperatur von 300 °C, im Vergleich zu der W1-Legierung, zu einer höheren Presskraft von +0,17 MN. Besonders bemerkenswert ist, dass die Presskräften zwischen 325 °C und 375 °C einen fast stationären Bereich aufweisen. In diesem quasistationären Bereich gibt es praktisch keinen Einfluss der Strangpresstemperatur auf die Fließspannung. Zwar zeigt auch die W1-Legierung bereits eine leichte Verringerung der Abhängigkeit der Presskraft von der Prozesstemperatur, jedoch ist dieser Effekt, durch das Zulegieren von Zn, signifikant stärker ausgeprägt.

Bei den modifizierten WZ10-Legierungen (WZM100, WZX100, WZMX1000) ist eine geringere Erhöhung der Fließspannung (minimale Presskraft) im Vergleich zu WZ10 festzustellen. Bei 325 °C beträgt diese +0,09 MN bei WZM100, +0,13 MN bei WZX100 und um +0,08 MN bei WZMX1000. Zudem ist bei WZX100 und WZMX1000, folglich bei den Legierungen mit Ca, kein quasistationärer Bereich zwischen 325 °C und 375 °C zu erkennen. Die Abnahme der Fließspannung ist linear mit der Strangpresstemperatur.

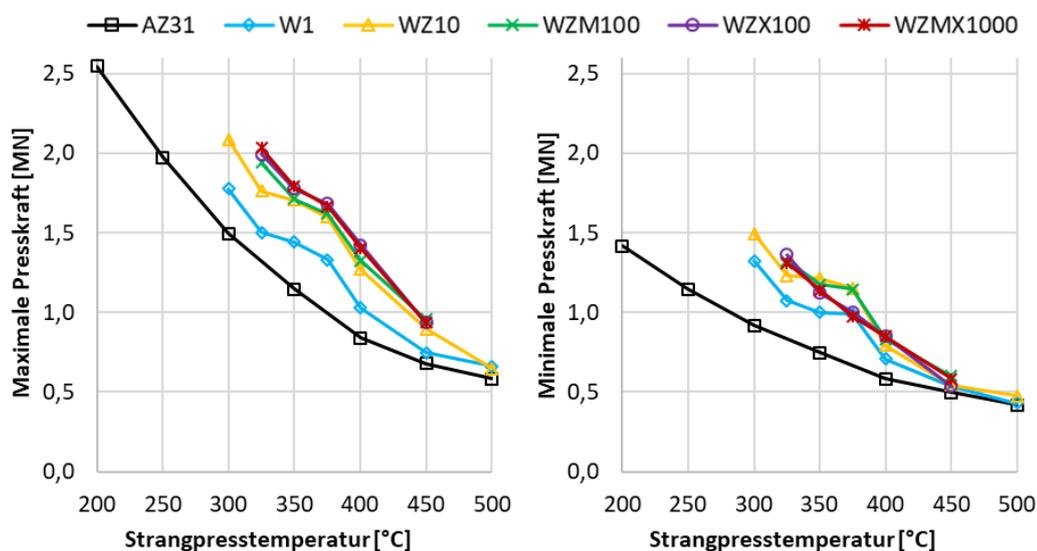


Abbildung 5.27: Darstellung der maximalen (links) und minimalen (rechts) Presskraft über die Strangpresstemperatur

Anhand von Geschwindigkeit-Pressweg-Verläufen, sind die zwei Arten der Prozessgrenzen beim Strangpressen in Abbildung 5.28 dargestellt. Für die Legierung AZ31 wird bei einer Strangpresstemperatur von 200 °C das Kraftmaximum der Strangpresse (2,5 MN) erreicht und folglich das Maschinenlimit. Es ist gekennzeichnet durch Kraftschwankungen, welche auch in einer verringernden Pressgeschwindigkeit, bzw. Fließgeschwindigkeit resultieren. Das Material kommt nur langsam zum Fließen und nach dem Überwinden der maximalen Fließspannung, durch den geringer werden Reibungsanteil in der benötigten Presskraft, ist nach dem Beginn des plastischen Fließens ein homogener Materialfluss zu erkennen. Bei den yttriumhaltigen Legierungen wird das Maschinenlimit nicht erreicht. Es kommt hingegen bei Strangpresstemperaturen von 300 °C bis 325 °C für W1, für Temperaturen bis 375 °C für WZ10 und WZM100 und für Temperaturen bis 350 °C für WZX100 und WZMX1000, materialbedingt zu einem inhomogenen Fließen. Dieses inhomogene Fließen zeichnet sich durch deutliche Geschwindigkeitsschwankungen aus, welche in Abbildung 5.28 exemplarisch für die W1-Legierung im Strangpressversuch bei 300 °C dargestellt sind. Folglich gibt es zwei Arten von Prozessgrenzen. Zum einen erfolgt eine Begrenzung durch die Kraftlimitierung (Maximalkraft) der Strangpressanlage, welche durch einen homogenen Materialfluss nach Fließbeginn gekennzeichnet ist

Ergebnisse

und zum anderen durch das Erreichen einer Umformgrenze des Materials, welche sich durch einen inhomogenen Materialfluss auszeichnet.

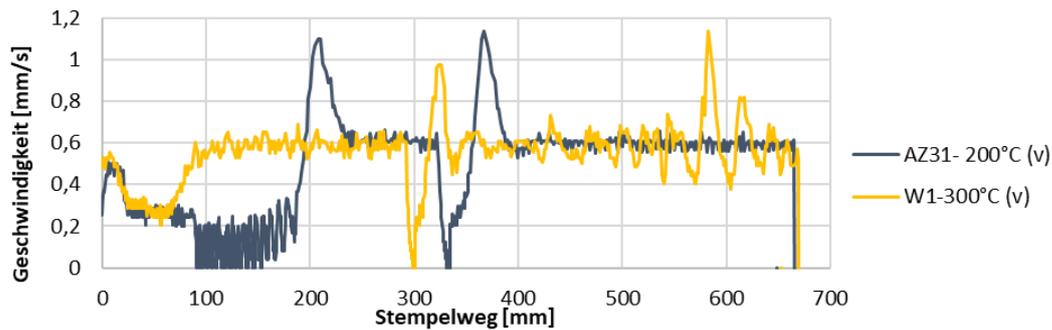


Abbildung 5.28: Stempelgeschwindigkeit über Stempelweg für AZ31 (T_s : 200 °C) und W1 (T_s : 300 °C)

5.3.2 Mikrostrukturanalyse

Im Folgenden sind die Mikrostrukturen im Längsschliff und deren mittlere Korngröße, für die stranggepressten Bänder im stranggepressten Zustand, sowie nach der Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C, dargestellt. Für eine Bewertung des Einflusses der Strangpresstemperatur auf die mittlere Korngröße, ist diese im stranggepressten Zustand und nach der Wärmebehandlung in Abbildung 5.29, im Vergleich zur Prozesstemperatur, aufgetragen. Zunächst ist zu erkennen, dass es mit steigender Prozesstemperatur zu einer Zunahme der Korngröße kommt.

Für AZ31 zeigt sich bis zu einer Temperatur von 400 °C ein stetiges Kornwachstum von 4 μm bei 200 °C, auf 14 μm bei 400 °C. Bei höherer Presstemperatur (ab 450 °C) sind deutlich größere Korngrößen von ca. 25-30 μm zu erkennen. Durch die Wärmebehandlung bei 450 °C wird die Korngröße nicht maßgeblich verändert, wie in Abbildung 5.29 (rechts) ersichtlich ist. W1 hat von 300 °C-350 °C eine mittlere Korngröße von 4-6 μm . Ab 375 °C erscheint die Zunahme der Korngröße linear, in Abhängigkeit zur Prozesstemperatur und erreicht bei 500 °C ein Maximum von 31 μm . Im Gegensatz zu AZ31 kommt es durch die Wärmebehandlung zu einem deutlichen Kornwachstum. Es stellt sich für W1 im wärmebehandelten Zustand eine mittlere Korngröße von 26 -36 μm ein. Wie schon für W1 zeigt sich bei WZ10, zwischen 300 °C und 375 °C, mit 4-6 μm nur eine geringe Variation in der Korngröße. Ab 400 °C bis 500 °C kommt es zu einem deutlichen Anstieg der mittleren Korngröße von 8 auf 26 μm . Nach der Wärmebehandlung stellt sich in allen Zuständen eine ähnliche Korngröße von $29 \pm 2 \mu\text{m}$ ein. Die Korngröße von WZM100 weist im stranggepressten Zustand, zwischen 325 °C und 375 °C, keinen signifikanten Unterschied zu WZ10 auf. Erst ab 400 °C und besonders deutlich bei 450 °C, zeigt sich die kornfeinende Wirkung von Mn. Auch die Kornstruktur des wärmebehandelten Gefüges, mit einer mittleren Korngröße von 18-23 μm , ist feinkörniger als die der WZ10 Legierung. WZX100 und WZMX1000 haben im stranggepressten Zustand eine sehr ähnliche Korngröße. Bei Betrachtung der Entwicklung, in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur, ist ein linearer Anstieg zu beobachten. Dieses Verhalten zeigen die anderen Y-haltigen Legierungen nicht. Nach der Wärmebehandlung zeigt die WZMX1000 Legierung, mit einer mittleren Korngröße von 21-26 μm , ein etwas feinkörnigeres Gefüge als WZ10. Im Gegensatz zu WZMX1000 bewirkt das Zulegieren von ausschließlich Ca zu WZ10 das Gegenteil, sodass es, aufgrund der statischen Rekristallisation (Wärmebehandlung), bei WZX100 zu einem sehr ausgeprägten Kornwachstum ($50 \pm 2 \mu\text{m}$) kommt.

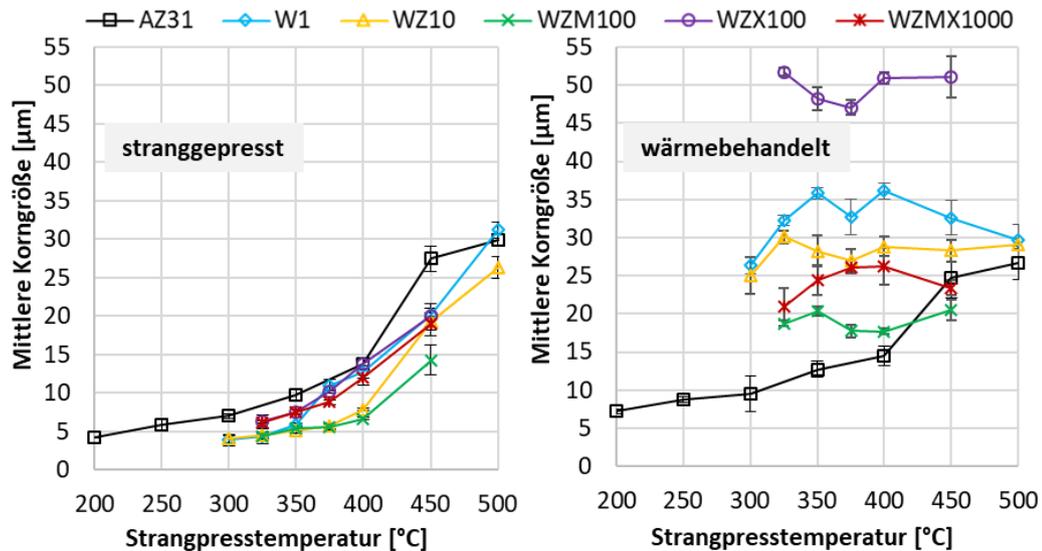


Abbildung 5.29: Mittlere Korngröße der Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Auf Grundlage der beschriebenen, legierungsabhängigen Korngrößenentwicklung, sind im Folgenden die Mikrostrukturen (Abbildung 5.30 - Abbildung 5.35) zu prägnanten Korngrößen dargestellt. Hierbei sind jeweils ein feinkörniges, teilrekristallisiertes Gefüge (untere Prozesstemperatur), ein rekristallisiertes Gefüge mit mittlerer Korngröße (mittlere Prozesstemperatur), sowie ein Gefüge mit deutlichem Kornwachstum (obere Prozesstemperatur) dargestellt. Aufgrund der einzelnen, legierungsabhängigen Korngrößenentwicklungen unterscheiden sich die dargestellten Prozesstemperaturen. Die vollständige Entwicklung des Gefüges, in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur, ist im Anhang (Abbildung 10.1 bis Abbildung 10.6) zu finden.

Die Gefüge der Legierung AZ31, für die Strangpresstemperaturen 200 °C, 400 °C und 500 °C, sind in Abbildung 5.30 aufgeführt. Bei niedrigen Temperaturen wird im stranggepressten Zustand ein bimodales, globulares Gefüge mit teilweise nicht rekristallisierten Körnern nachgewiesen, welche parallel zur Strangpressrichtung (SR) gestreckt sind. Die Erhöhung der Strangpresstemperatur führt qualitativ zu einer Erhöhung des rekristallisierten Anteils des Gefüges, wobei weiterhin längliche Körner erhalten bleiben. Ab einer Strangpresstemperatur von 400 °C liegt eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur vor. Zudem ist zu erkennen, dass die Globularität der Körner abnimmt und die Kornstruktur einen grobkörnigen, longitudinalen Zustand annimmt. Aufgrund der thermischen Stabilität der Legierung AZ31 zeigt die Wärmebehandlung nur einen untergeordneten Einfluss auf die Gefügeentwicklung. Bei niedrigen Strangpresstemperaturen ist hingegen eine geringfügige Kornvergrößerung zu beobachten. Die Wärmebehandlung scheint nur einen kleinen Einfluss auf die Morphologie und Verteilung der Ausscheidungen zu haben.

Die Mikrostruktur von W1, siehe Abbildung 5.31, zeigt im stranggepressten Zustand, bei niedriger Strangpresstemperatur (hier 300 °C), ein rekristallisiertes Gefüge, mit länglichen, in Strangpressrichtung ausgerichteten, nicht rekristallisierten Bereichen. Bei einer mittleren Temperatur (hier 400 °C) weist das Gefüge eine globulare, vollständig rekristallisierte Mikrostruktur auf und die länglichen Körner sind nicht mehr vorhanden. Bei hohen Strangpresstemperaturen (hier 500 °C) wird Kornvergrößerung sichtbar und das Gefüge weist eine globulare Kornstruktur auf. Im Gegensatz zu AZ31 führt die anschließende Wärmebehandlung, in allen Mikrostrukturen von W1, zu einem vollständig rekristallisierten, globularen Gefüge mit deutlichem Kornwachstum.

Ergebnisse

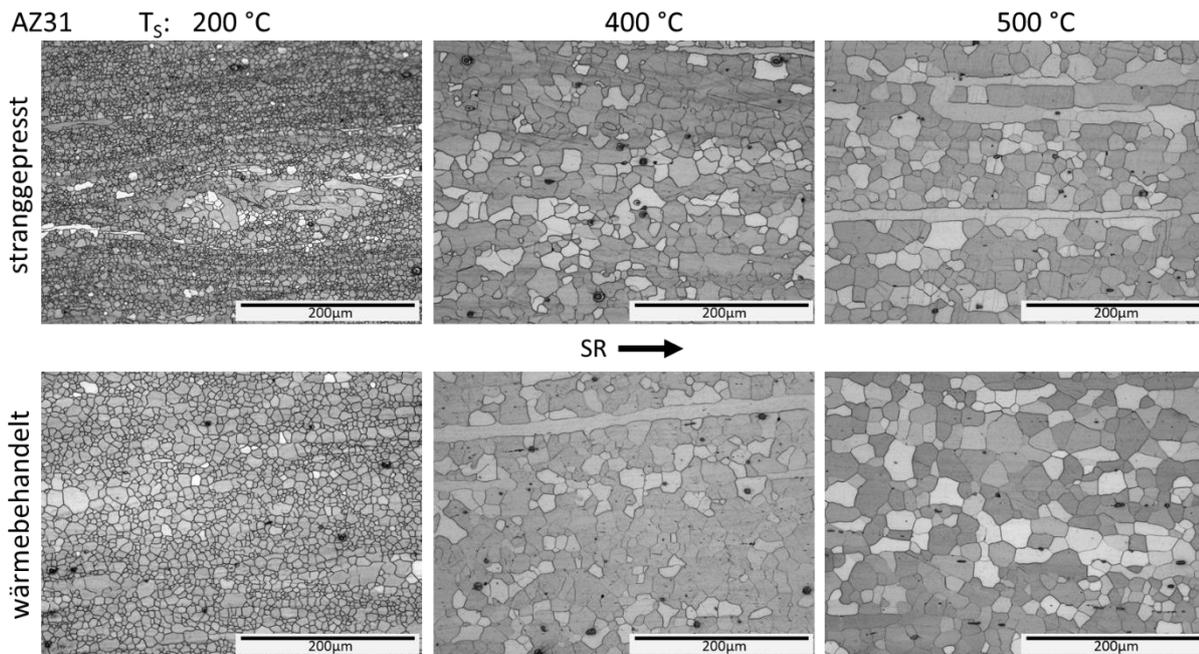


Abbildung 5.30: Mikrostruktur im Längsschliff ausgewählter AZ31-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

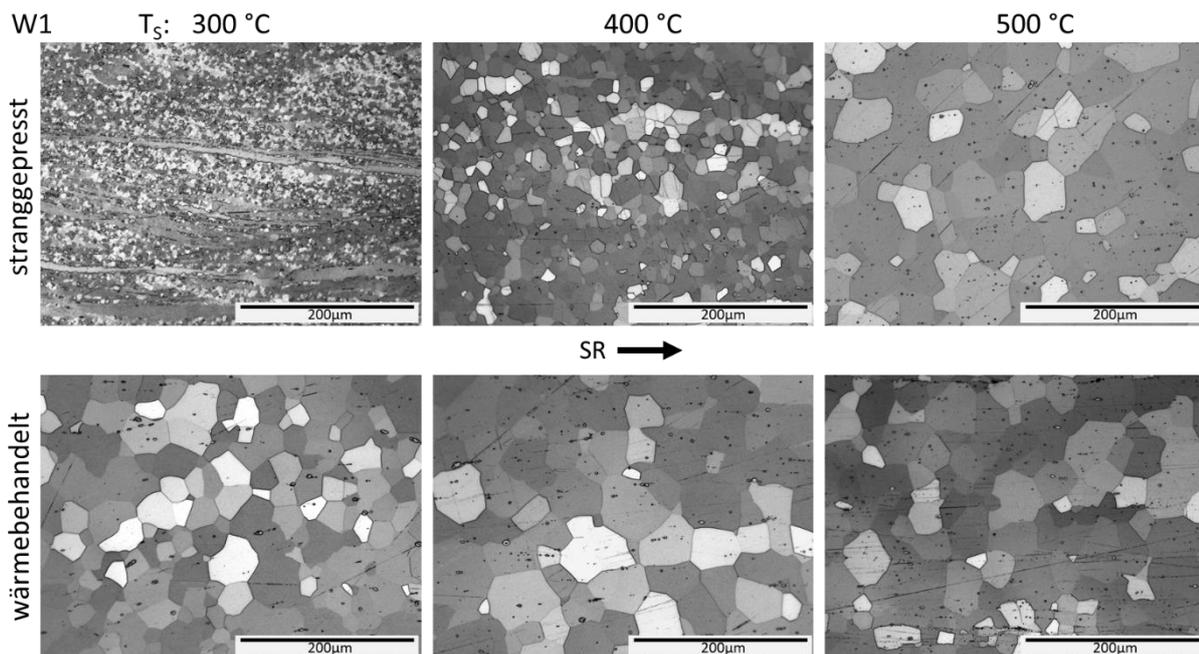


Abbildung 5.31: Mikrostruktur im Längsschliff ausgewählter W1-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Die Ergebnisse, der Gefügeanalyse für die stranggepressten WZ10-Bänder sind in Abbildung 5.32 dargestellt. Bei niedrigen Strangpresstemperaturen (hier 325 °C) weist die Mikrostruktur ein stark verformtes Gefüge mit feinkörnigen, rekristallisierten Bereichen neben verformten, meist in Strangpressrichtung, longitudinal gestreckten Körnern auf. Unterhalb der Strangpresstemperatur von 400 °C hat das Gefüge einen hohen Anteil an nicht rekristallisierten Bereichen. Bei mittleren Temperaturen (hier 400 °C) ist ein vollständig rekristallisiertes Gefüge mit einer bimodalen Kornstruktur zu erkennen. Bei dieser Temperatur hat das Gefüge einen großen Anteil von einer globularen Kornstruktur und vereinzelt sind längliche, in Strangpressrichtung ausgerichtete Körner zu

erkennen. Ab 450 °C sind die vorher noch vorhandenen, länglichen Körner nicht mehr zu erkennen und das Gefüge zeigt eine vollständige globale Mikrostruktur. Durch die Wärmebehandlung kommt es in allen Mikrostrukturen zu einem sehr ähnlichen Gefüge, welches ein deutliches Kornwachstum, mit einer globularen Kornstruktur, aufzeigt.

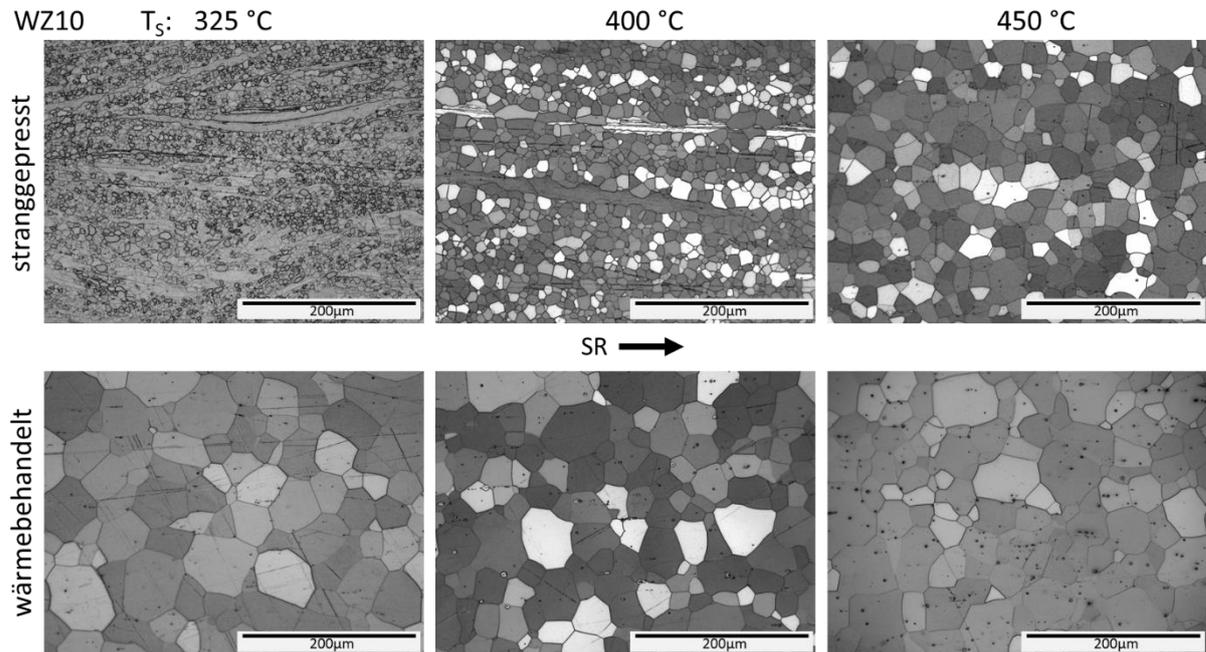


Abbildung 5.32: Mikrostruktur im Längsschliff ausgewählter WZ10-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Die Gefügeentwicklung von WZM100, Abbildung 5.33, zeigt bei niedrigen Strangpresstemperaturen (hier 325 °C) eine teilrekristallisierte Mikrostruktur, wobei der Anteil an nicht rekristallisiertem Gefüge, mit steigender Strangpresstemperatur, abnimmt. Bei einer mittleren Strangpresstemperatur (hier 400 °C) zeigen sich auch hier die länglichen Körner, welche in eine globulare Kornstruktur eingebettet sind. Diese sind bei hohen Strangpresstemperatur ab 450 °C nicht mehr vorhanden und es kommt zu einer Kornvergrößerung. In WZM100 kommt es im Vergleich zu WZ10, folglich durch das Zulegieren von Mn, zu keinem deutlich veränderten, dynamischen Rekristallisationsverhalten. Mit der anschließenden Wärmebehandlung verschwinden die langgestreckten Körner und ein vollständig rekristallisiertes Gefüge mit deutlichem Kornwachstum ist erkennbar.

Der Einfluss von Ca auf die Mikrostruktur von WZ10 und WZM100 ist in Abbildung 5.34 und Abbildung 5.35 abgebildet. WZX100 und WZMX1000 zeigen nur bei einer niedrigen Strangpresstemperatur von 325 °C ein teilrekristallisiertes Gefüge. Hierbei ist der Anteil an nicht rekristallisierten Kornstrukturen für WZX100 deutlich geringer, als für WZ10 und im Vergleich zu WZX100 und WZMX1000 ist der Anteil an nicht rekristallisiertem Gefüge bei WZMX1000 noch geringer. Das Gefüge hat eine globulare Kornstruktur. Bei WZX100 sind hingegen noch vereinzelt, in Strangpressrichtung gestreckte, Körner erkennbar. Bereits ab einer Strangpresstemperatur von 350 °C liegt ein vollständig rekristallisiertes Gefüge vor und bis zu einer Strangpresstemperatur von 450 °C kommt es nur noch zu einem Kornwachstum. Durch die anschließende Wärmebehandlung wird im Gefüge von WZX100 eine deutlich ausgeprägtere bimodale Struktur, mit teilweise sehr großen Körnern, sichtbar, als dies bei WZMX1000 der Fall ist.

Ergebnisse

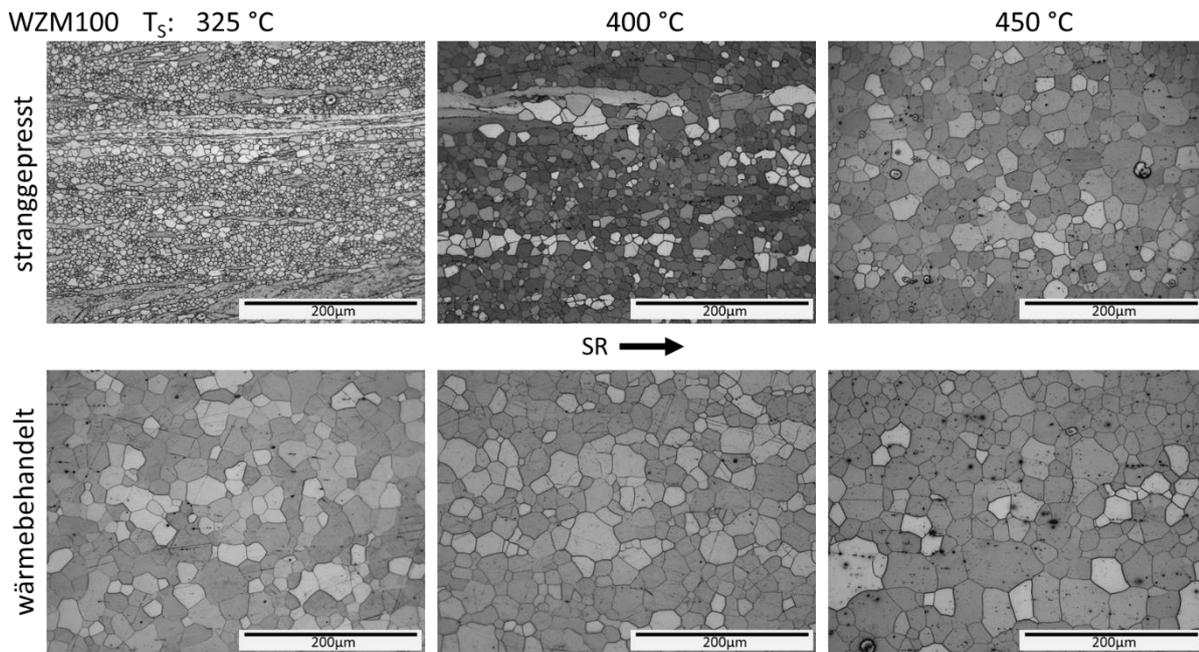


Abbildung 5.33: Mikrostruktur im Längsschliff ausgewählter WZM100-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

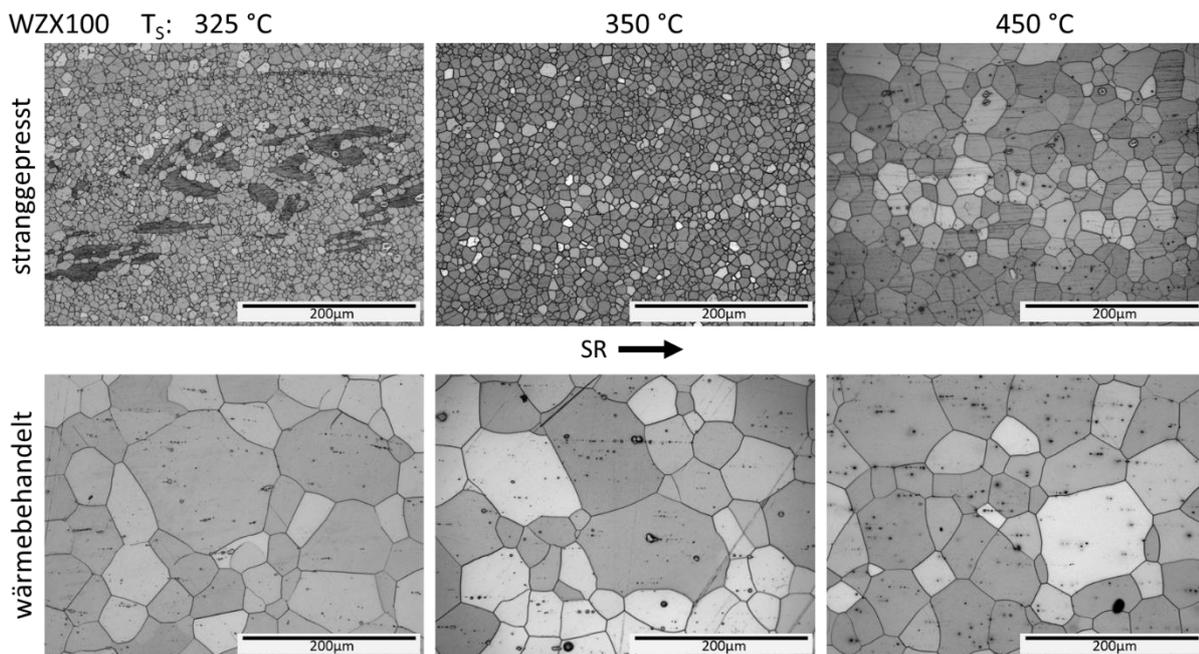


Abbildung 5.34: Mikrostruktur im Längsschliff ausgewählter WZX100-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

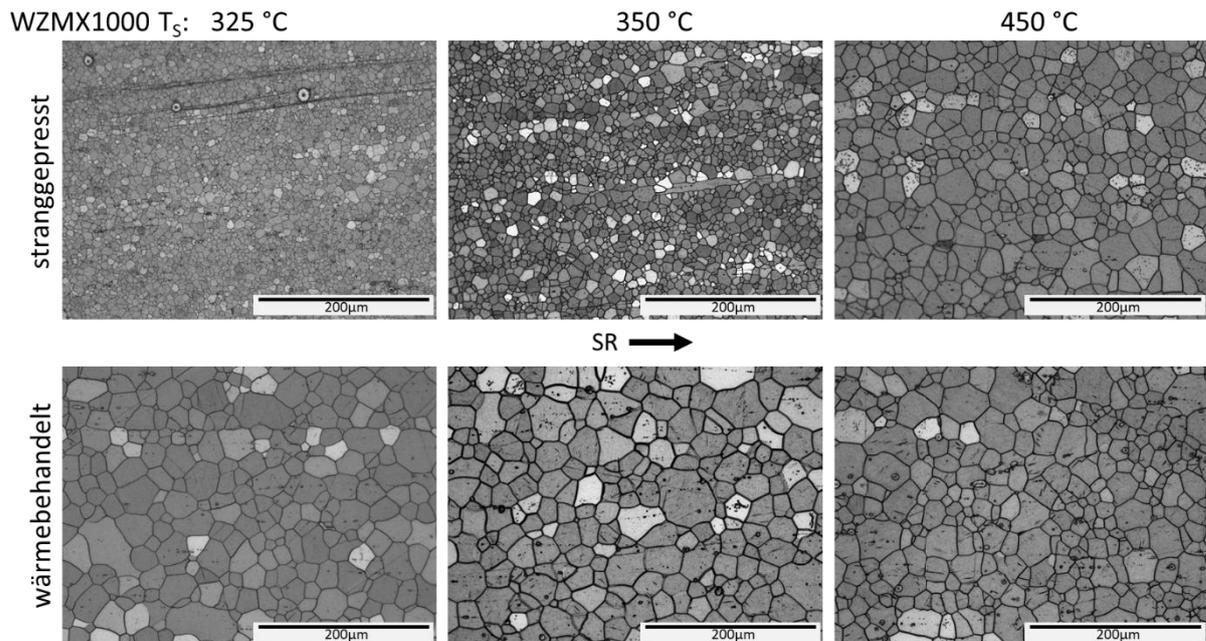


Abbildung 5.35: Mikrostruktur im Längsschliff ausgewählter WZMX1000-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die stranggepresste AZ31-Legierung, mit Erhöhung der Strangpresstemperatur, eine fast kontinuierliche Korngrößenentwicklung von 4 auf 30 µm aufweist und sich kein signifikanter Einfluss der Wärmebehandlung auf die Gefügeentwicklung präsentiert. Im Vergleich dazu zeigt zwar auch die Legierung W1 ein Kornwachstum mit steigender Prozesstemperatur auf, jedoch lässt sich ein deutlicher Einfluss der Wärmebehandlung (statische Rekristallisation) auf die Gefügestruktur feststellen. Bei den Legierungen WZ10 und WZM100, also durch das Zulegieren von Zn und oder Mn zu W1 zeigt sich beim Strangpressen (dynamische Rekristallisation) eine Kornfeinung des Gefüges. Im Gegensatz dazu lässt sich in den Legierungen WZX100 und WZMX1000 (Zulegieren von Ca zu WZ10 und WZM100) ein geringer Anteil an nicht rekristallisierten Gefügefraktionen bei niedrigen Prozesstemperaturen (hier 325 °C) feststellen. Durch die Wärmebehandlung, also die statische Rekristallisation, weist WZX100 das grobkörnigste Gefüge auf. Hingegen die Legierungen mit Mn (WZM100 und WZMX1000) feinkörniger werden als WZ10.

5.3.3 Texturanalyse

In diesem Abschnitt werden die zu den Mikrostrukturen (Abschnitt 5.3.2) gehörigen Texturen, der stranggepressten Bänder, dargestellt. Die vollständige Entwicklung der Texturen, in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur, ist im Anhang zu finden (Abbildung 10.7 bis Abbildung 10.12). Auch hier dient im Ergebnis teil die globale, kristallographische Textur zur Beschreibung der prozesstemperaturabhängigen Texturentwicklung. Diese wird anhand der (0002)-Polfigur, welche die Orientierung der Basalebene zeigt, und der (10-10)-Polfigur, die die Orientierung der Prismenebenen erster Ordnung wiedergibt, dargestellt. Zur detaillierten Erörterung bestimmter Phänomene wird in der Diskussion die lokale, mittels EBSD gemessene, Textur zur Hilfe gezogen.

Für AZ31 ist, wie in Abbildung 5.36 dargestellt, bei einer Strangpresstemperatur von 200 °C eine starke basale Textur ($I_{\max}=8,8$ m.r.d.), mit einer $\langle 0002 \rangle$ Faser parallel zur Normalenrichtung ($\langle 0002 \rangle // NR$), zu erkennen. Die Basalebene sind hauptsächlich parallel zur Bandoberfläche (c-Achse parallel zur Normalenrichtung NR) ausgerichtet und die Prismenebenen sind zufällig, rotationssymmetrisch,

parallel zur NR des Flachbandes verteilt. Zudem haben die Basalflächen einen höheren Kippwinkel zur Strangpressrichtung als zur Querrichtung.

Mit Erhöhung der Strangpresstemperatur wird zudem die $\{0001\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente deutlicher sichtbar. Äquivalent bilden sich die sechs Pole am Außenring der $(10\text{-}10)$ -Polfigur aus. Ab einer Strangpresstemperatur von $400\text{ }^\circ\text{C}$ ist eine schwach ausgeprägte $\langle 10\text{-}10\rangle$ Faser, parallel zur Strangpressrichtung ($\langle 10\text{-}10\rangle//\text{SR}$), vorhanden.

Bei hohen Strangpresstemperaturen (hier $500\text{ }^\circ\text{C}$) gibt es keinen Unterschied zu den vorherig beschriebenen Texturkomponenten. Lediglich die maximale Intensität nimmt mit steigender Strangpresstemperatur zu. Die (0002) –Polfigur zeigt eine deutlichere Ausprägung der $\langle 10\text{-}10\rangle//\text{SR}$ Faser durch ein Orientierungsband von QR über NR nach –QR. Dies führt zu einer stärkeren Intensität in \pm SR-Richtung der $(10\text{-}10)$ -Polfigur. Neben dieser ausgeprägten $\langle 10\text{-}10\rangle//\text{SR}$ Faser ist eine $\{10\text{-}10\}\langle 11\text{-}20\rangle$ Komponente vorhanden. Diese wird durch die starken Intensitätspole in \pm QR der (0002) Polfigur und äquivalent zu den drei Intensitätspolen der $(10\text{-}10)$ Polfigur dargestellt. Wie schon bei den Mikrostrukturen verändert sich die Textur kaum durch die anschließende Wärmebehandlung.

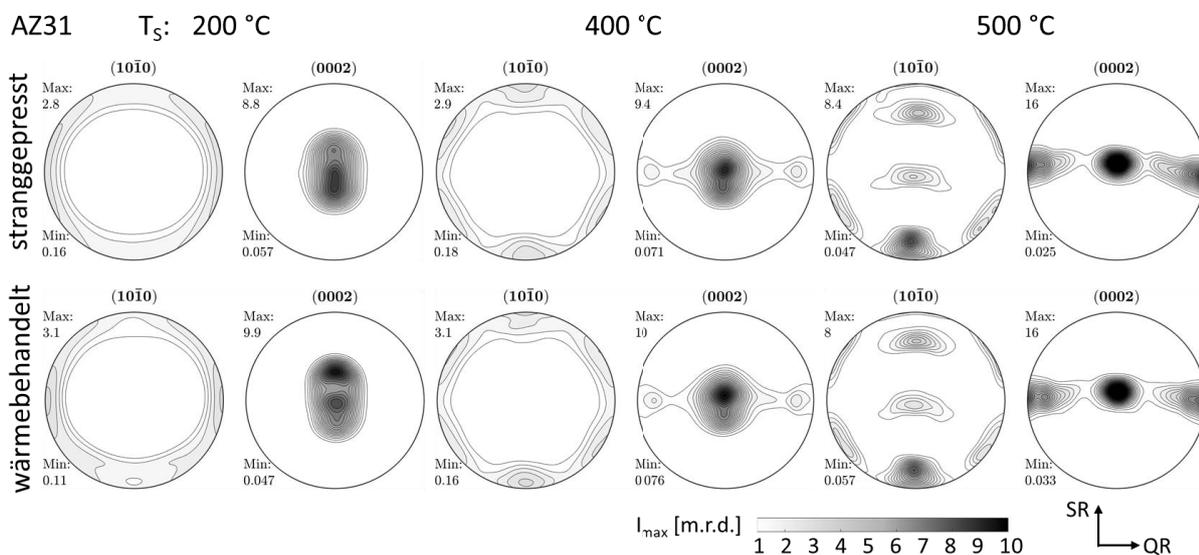


Abbildung 5.36: (0002) - und $(10\text{-}10)$ -Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von ausgewählter AZ31-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei $450\text{ }^\circ\text{C}$

Im Gegensatz zu den stranggepressten AZ31-Bändern, zeigen die W1-Bänder einen deutlichen Einfluss der Wärmebehandlung, also der statischen Rekristallisation, auf die kristallographische Textur, siehe Abbildung 5.37. Zunächst weist die Textur von W1 nach dem Strangpressen bei $300\text{ }^\circ\text{C}$ eine sehr schwache maximale Intensität der (0002) -Polfigur von 4,5 m.r.d. auf. Die Basalflächen zeigen eine geringe Aufspaltung in Strangpressrichtung (Doppelpeak) und eine vermehrte Kippung in Querrichtung. Diese transversale Streuung (in Querrichtung) entspricht einer prismatischen $\{11\text{-}20\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente. Diese um 60° von \pm QR in Richtung NR gekippte $\{11\text{-}20\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente korreliert mit der maximalen Intensität der Prismenflächen 1.Ordnung senkrecht zur Strangpressrichtung der $(10\text{-}10)$ -Polfigur. Nach der Wärmebehandlung ist die prismatische Komponente nicht mehr sichtbar und es kommt zu einer deutlichen Zunahme des Kippwinkels der Basalflächen in Strangpressrichtung, auf etwa $\pm 45^\circ$ (vorher ca. 20°). Zudem nimmt die maximale Intensität der (0002) -Polfigur auf ein Maximum von 7 m.r.d. zu.

Wie schon im wärmebehandelten Zustand bei $300\text{ }^\circ\text{C}$, zeigt die (0002) -Polfigur der stranggepressten Zustände bei höheren Temperaturen (hier $400\text{ }^\circ\text{C}$), den für SE-haltige Legierungen charakteristischen Doppelpeak in SR auf. Dieser Doppelpeak wird durch die zwei $\langle 0002\rangle//\text{NR}$ Fasern, die um 25° zur \pm SR geneigt sind und durch die beiden $\{0001\}\langle 2\text{-}1\text{-}10\rangle$ Komponenten, die um 25° geneigt zur \pm SR sind, beschrieben. Entsprechend sind die prismatischen Ebenen ($(10\text{-}10)$ -Polfigur) zufällig senkrecht zu den

beiden Peakorientierungen der Basalpole verteilt und zeigen eine Ausrichtung parallel zur SR (Intensitäten in Querrichtung QR), jedoch keine prismatische Komponente oder Faser in SR.

Bei einer Strangpresstemperatur von 500 °C zeigt die (0002)-Polfigur nicht mehr den für SE-haltige Legierungen üblichen Doppelpeak [29, 48, 134], sondern nur noch eine $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ Komponente mit 25° Neigung zur + SR, mit einer sehr hohen maximalen Intensität mit einem Wert von 16 m.r.d. im stranggepressten und 20 m.r.d. im wärmebehandelten Zustand.

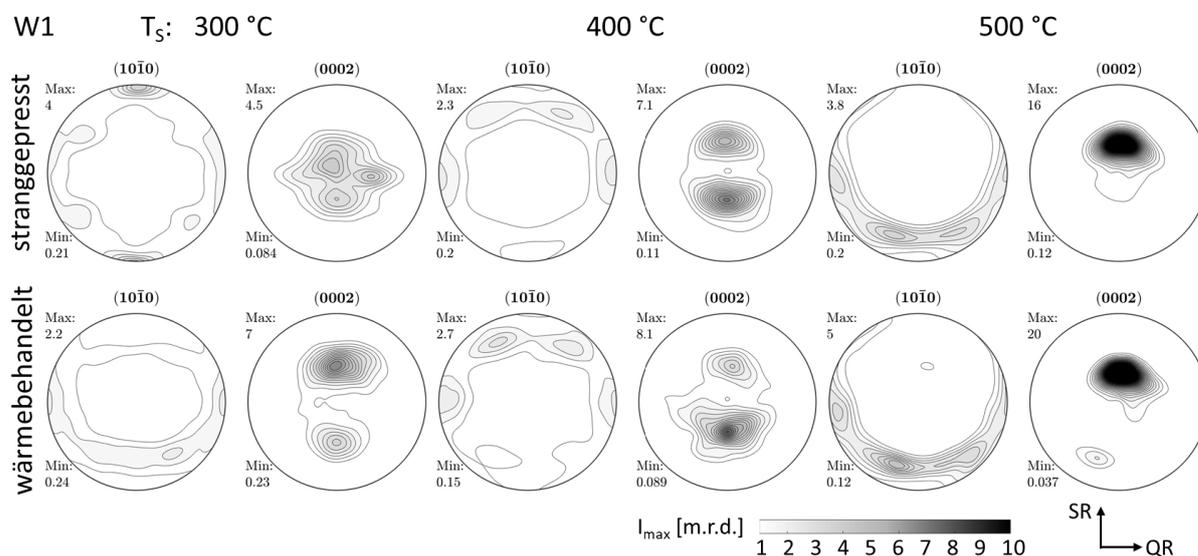


Abbildung 5.37: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d. von ausgewählter W1-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Für die Legierung WZ10 sind die globalen Texturen in Abbildung 5.38 zusammengestellt. Bei niedrigen Strangpresstemperaturen (hier 325 °C) zeigt die (0002)-Polfigur eine ausgeprägte basale $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ Komponente mit einer maximalen Intensität von 5,7 m.r.d.. Darüber hinaus weist die basale Polfigur einen erhöhten Kippwinkel der Basalebenen in \pm SR und \pm QR auf. Mit Erhöhung der Strangpresstemperatur bis zu einer Temperatur von 400 °C, nimmt die Intensität der (0002)-Polfigur ab und es kommt zu einem höheren Neigungswinkel der Basalflächen zur Querrichtung. Nach der Wärmebehandlung zeigen die Polfiguren bei niedrigen Strangpresstemperaturen (hier 325 °C) eine sehr ähnliche Textur. In der (0002)-Polfigur ist eine aus der NR in \pm SR um 45° gekippte $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ Komponente, sowie eine $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ um 30° von \pm QR in Richtung NR gekippte Komponente erkennbar, eine Art „quadrupole Textur“.

Bei mittleren Strangpresstemperaturen (hier 400 °C) ist die für Seltene-Erden-haltige Legierungen charakteristische Textur sichtbar. Wie bereits für W1 beschrieben, handelt es sich hierbei um eine $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ um 30° in \pm SR aus NR geneigte Komponente, wobei die Neigung in SR eine höhere maximale Intensität aufweist (8,6 m.r.d.). Eine leichte Winkelverbreiterung der Basalebenen in QR ist außerdem vorhanden. Durch die anschließende Wärmebehandlung wird der Doppelpeak deutlicher und die Intensität in Querrichtung geringer.

Die Textur für hohe Strangpresstemperaturen (hier 450 °C) zeigt mit einer maximalen Intensität der (0002)-Polfigur von 3,9 m.r.d. eine deutliche Texturabschwächung. Die basale $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ Komponente ist nur noch in SR gekippt und eine Winkelauslenkung der Basalflächen in Querrichtung ist deutlich vorhanden. Die Wärmebehandlung hat keinen signifikanten Einfluss auf die Texturentwicklung.

Ergebnisse

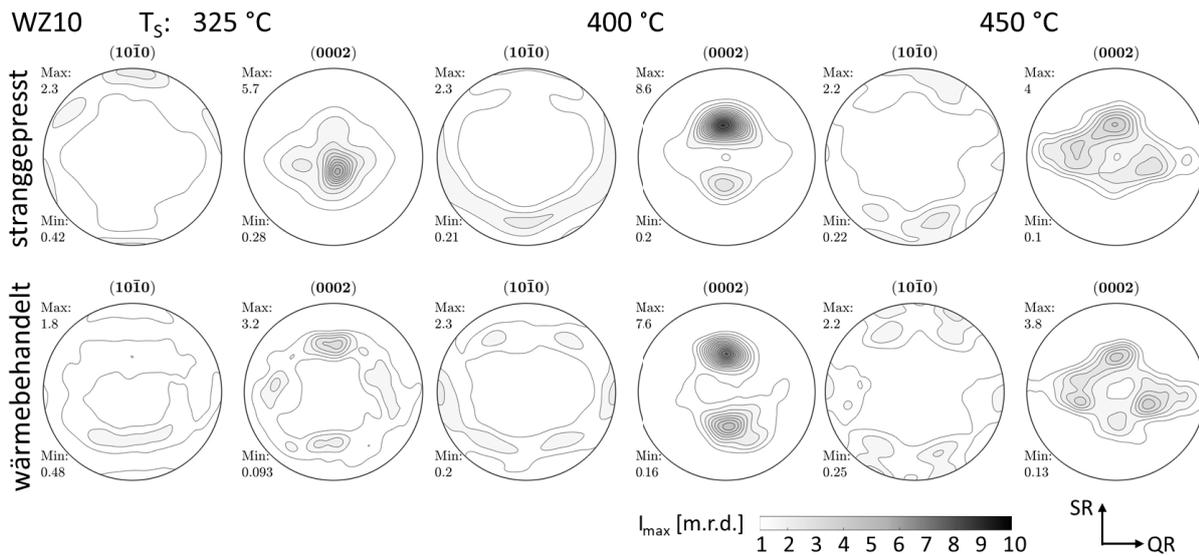


Abbildung 5.38: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von ausgewählter WZ10-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Die Texturen der stranggepressten WZM100-Bänder, siehe Abbildung 5.39, unterscheiden sich nicht wesentlich von den Texturen der WZ10-Bänder. Bei niedrigen Strangpresstemperaturen (hier 325 °C) bildet sich durch die Wärmebehandlung, aus einer tendenziell basalen Textur eine quadrupole Textur aus. Ab einer Strangpresstemperatur von 400 °C hat die Wärmebehandlung keinen Einfluss mehr auf die Entwicklung der Texturkomponenten. Bei 400 °C zeigt die (0002)-Polfigur einen Doppelpeak in SR und bei 500 °C kommt es auch hier zu einer Abnahme der Intensität in SR und zu einer leichten Winkelverbreiterung der Basalflächen in QR.

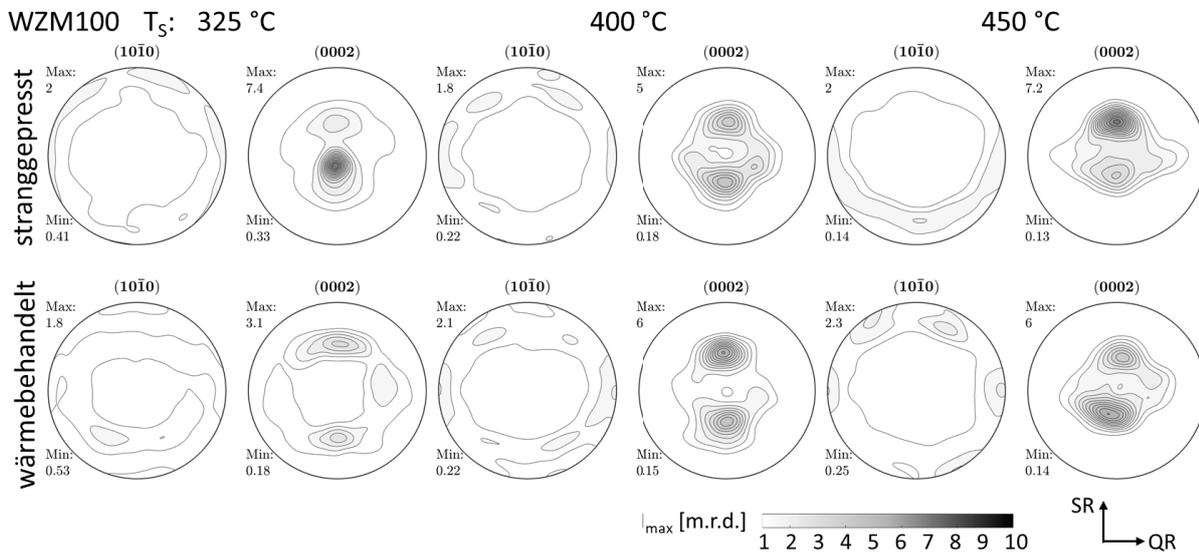


Abbildung 5.39: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von ausgewählter WZM100-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

Generell gibt es bei WZX100 (Abbildung 5.40) und WZMX1000 (Abbildung 5.41), in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur und auch durch die anschließende Wärmebehandlung, keine Unterschiede in der Texturentwicklung.

Im Vergleich zu WZ10 und WZM100 ist bei einer Strangpresstemperatur von 325 °C die starke basale Textur bei WZX100 und WZMX1000 nicht vorhanden. Die (0002)-Polfigur zeigt nun bereits ab niedrigen Strangpresstemperaturen deutlich den Doppelpeak in SR, eine $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ Komponente die um 30° in \pm SR aus NR gekippt ist. Durch die anschließende statische Rekristallisation, in Folge der

Wärmebehandlung, bleibt in der Textur, der eben beschriebene Doppelpeak erhalten, und es ändert sich lediglich der Kippwinkel der Komponente von 30° auf ungefähr 45° . Bis zu einer Temperatur von 400°C zeigt sich kein Einfluss der Strangpresstemperatur auf die Texturentwicklung. Bei 450°C ist der Doppelpeak in SR nicht mehr vorhanden und es kommt zu einer ausgeprägten, basalen Textur mit einer Verschmierung der Basalflächen in Querrichtung.

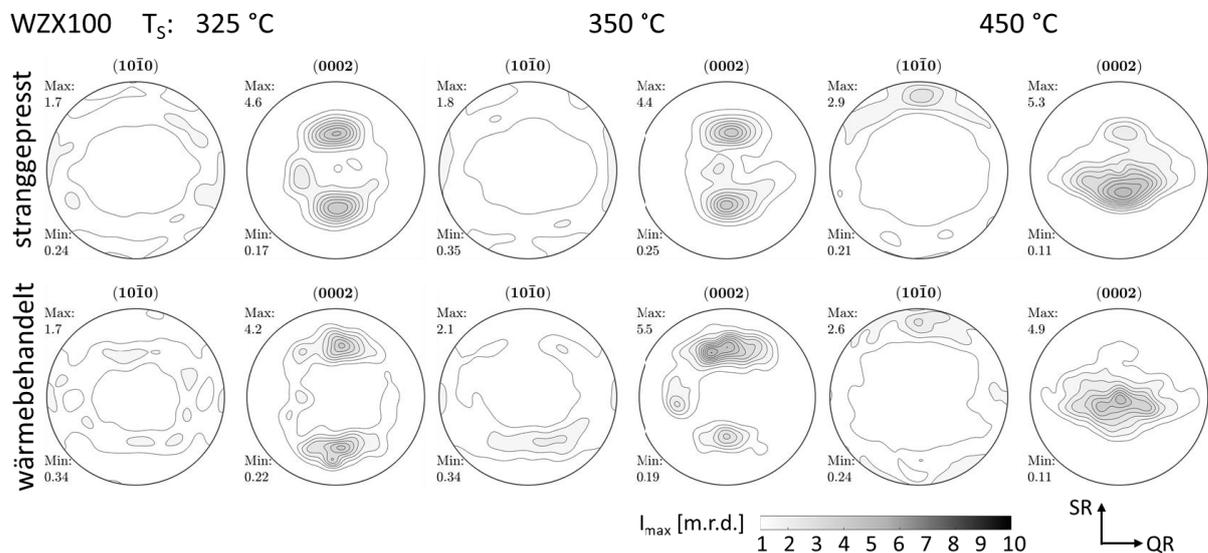


Abbildung 5.40: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d. von ausgewählter WZX100-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450°C

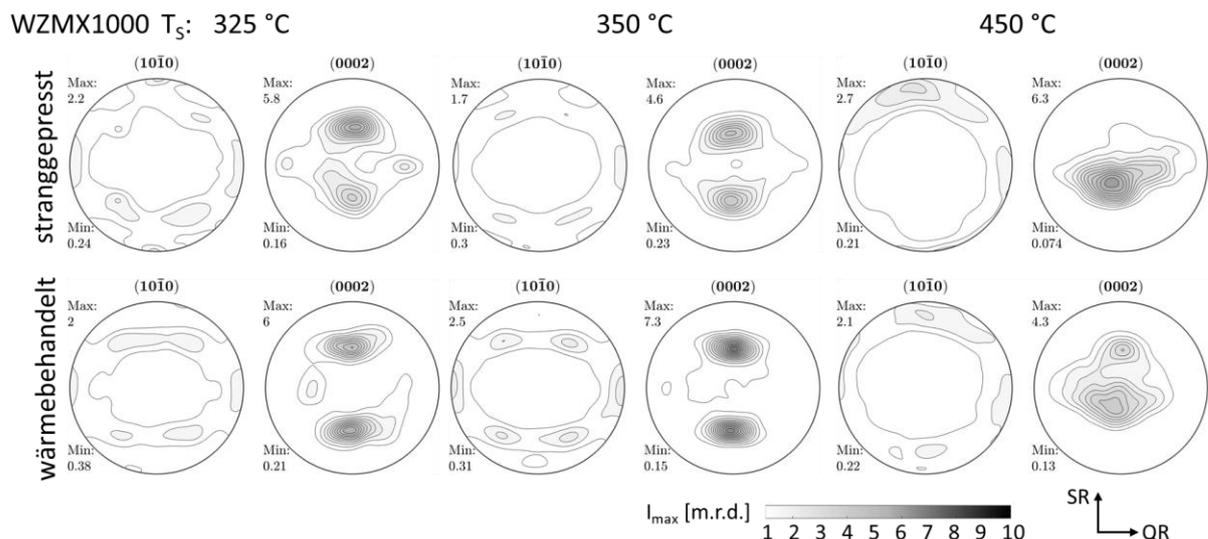


Abbildung 5.41: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d. von ausgewählter WZMX1000-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450°C

Das Resümee der Texturentwicklung beim Strangpressen zeigt, dass es bei der Legierung AZ31 bei geringen Temperaturen zur Ausbildung der typischen basalen $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ Komponente kommt. Bei Erhöhung der Strangpresstemperatur wird die Winkelverbreiterung der basalen Komponente in SR geringer und zudem findet die Ausbildung einer Prismenfaser ($\langle 10\bar{1}0 \rangle // \text{SR}$) und einer prismatischen $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ Komponente statt. Es ist kaum ein Einfluss der statischen Rekristallisation auf die Texturentwicklung feststellbar.

Im Gegensatz dazu zeigt sich bei den yttriumhaltigen Legierungen in der Texturentwicklung ein ganz anderes Bild. Für die W1-Legierung wandelt sich die anfänglich basale Textur (Gefüge hier teilrekristallisiert), durch Erhöhung der Strangpresstemperatur, in den für SE-typischen Doppelpeak in

SR um. Ab 500 °C ist kein Doppelpeak mehr vorhanden, sondern nur eine Verschiebung der basalen Komponente in +SR. Ausschließlich bei einer sehr geringen Strangpresstemperatur (300 °C) zeigt sich der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Texturentwicklung. Hier wandelt sich die basale Textur, durch die statische Rekristallisation, in einen Doppelpeak in SR um.

Durch das Zulegieren von Zn zu W1, kommt es in der WZ10-Legierung zu einer deutlichen Erweiterung der möglichen Texturkomponenten. Im teilrekristallisierten Gefüge (300-375°C) zeigt die (0002)-Polfigur eine basalen $\{0001\}\langle 2-1-10 \rangle$ Komponente. Ab einer Temperatur von 400 °C (rekristallisiertes Gefüge) kommt es wie bei W1 zur Ausbildung des Doppelpeaks in SR und anschließend, mit Erhöhung der Temperatur, zur Entwicklung der in SR gekippten, basalen Komponente.

Als Zulegierungselement hat Mn auf WZ10 in der Gefügeentwicklung einen Einfluss auf die mittlere Korngröße, jedoch scheinbar nicht auf die Texturentwicklung. Das Zulegieren von Ca nimmt hingegen, parallel zur Mikrostrukturentwicklung, auch einen Einfluss auf die kristallographische Texturentwicklung. Es kann bei WZX100 und WZMX1000 beobachtet werden, dass zwischen 325 °C und 400 °C der Doppelpeak in SR die Textur dominiert. Ab einer Strangpresstemperatur von 450 °C zeigt sich auch hier eine basale Komponente mit deutlicher Winkelverbreiterung in QR, wobei, im Gegensatz zu WZ10 und WZM100, die basale Komponente nicht in SR gekippt ist.

Bei WZ10 und WZM100 (300-375 °C) kommt es durch die Wärmebehandlung zur Ausbildung der quadrupolen Textur. Bei WZX100 und WZMX1000 bewirkt die Wärmebehandlung hingegen nur eine Erhöhung des Kippwinkels des bereits vorhandenen Doppelpeaks in SR.

5.3.4 Mechanische Eigenschaften und Umformverhalten

Im Folgenden sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven im stranggepressten und wärmebehandelten Zustand der Strangpressprofile abgebildet. Wie schon bei den Mikrostrukturen und Texturen, erfolgt die detaillierte Darstellung (Spannungs-Dehnung-Diagramme) anhand der Gefügeentwicklung. Zudem sind in einer Grafik die wichtigsten mechanischen Kennwerte ($R_{p0.2}$: Streckgrenze; R_m : Zugfestigkeit; A: Bruchdehnung), in Abhängigkeit der Prozesstemperatur, aufgezeigt. Um die Umformbarkeit des Materials unter 2-achsiger Belastung, welche eine der wichtigsten Materialeigenschaften für die Anwendung von Flachprodukten darstellt, abbilden zu können, ist der Erichsenwert (IE) über die Prozesstemperatur aufgetragen.

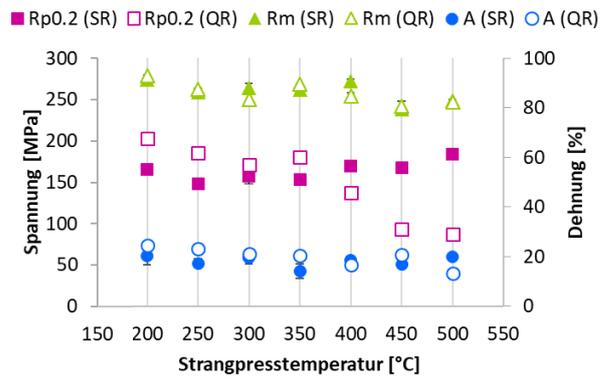
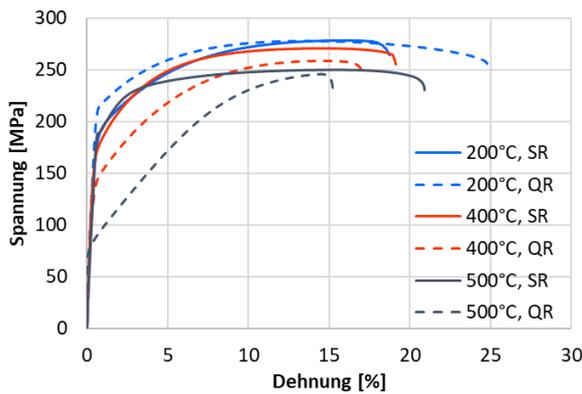
Die Spannungs-Dehnungskurven der stranggepressten Legierung AZ31 (Abbildung 5.42 a)) zeigen, wie auch die Kurven der im Weiteren beschriebenen Legierungen, einen typischen Verlauf für duktile Werkstoffe. Nach dem Ende des elastischen Bereiches wird ein plastisches Materialverhalten erkennbar. Die Kurvenverläufe in SR und QR weisen eine richtungsabhängige Anisotropie in den Spannungsverläufen auf.

Für die stranggepressten AZ31 Bänder ist das anisotrope Materialverhalten der Streckgrenze ($R_{p0.2}$), ab einer Strangpresstemperatur von 450 °C, besonders ausgeprägt. Während die Streckgrenze in SR fast konstant über die Strangpresstemperatur bleibt, kommt es in QR bei 450 °C zu einem signifikanten Abfall. Hier (Abbildung 5.42 a) rechts) zeigt sich deutlich der Einfluss der Textur, bzw. der Mikrostruktur auf das mechanische Verhalten. Die Festigkeit (R_m) des Materials ist fast unabhängig von der Prozesstemperatur und der Lastrichtung. Ein leichter Abfall im stranggepressten Zustand ist, mit Erhöhung der Temperatur, zu beobachten. Die Bruchdehnung (A) hat, mit Zunahme der Korngröße und der damit einhergehenden Erhöhung der Prozesstemperatur von 200 °C auf 500 °C, keine Veränderung in SR und eine deutliche Abnahme in QR zur Folge.

Ein ausgeprägter Einfluss der Wärmebehandlung (Abbildung 5.42 b)) auf die mechanischen Eigenschaften der AZ31 Bänder ist nicht zu erkennen. Es lässt sich eine leichte Verringerung der Anisotropie, vor allem in den Dehnungswerten und in der Festigkeit, feststellen.

AZ31

a) stranggepresst



b) wärmebehandelt

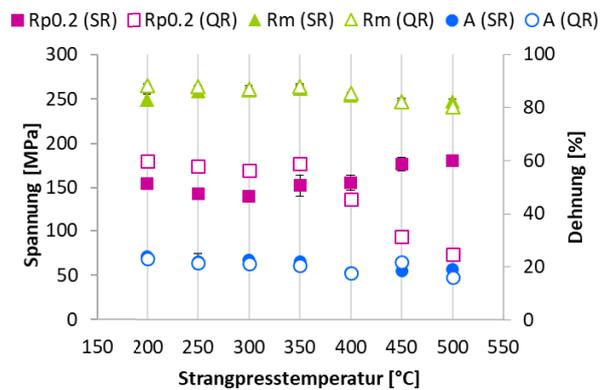
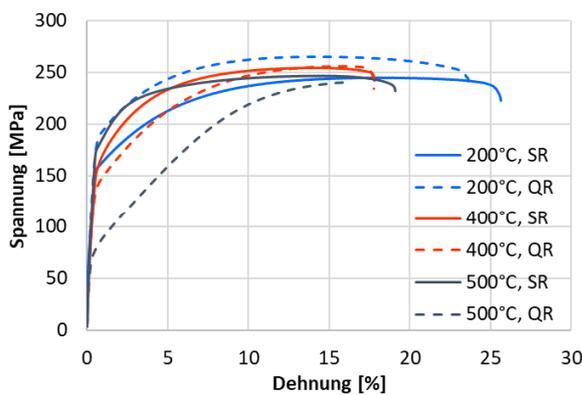


Abbildung 5.42: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in SR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die AZ31-Bänder im stranggepressten (a) und wärmebehandelten Zustand (b)

Zur Analyse der biaxialen Umformbarkeit bei Raumtemperatur wurden Erichsentiefungsversuche durchgeführt. Abbildung 5.43 stellt die Erichsenwerte für die stranggepressten AZ31-Bänder in Abhängigkeit der Prozesstemperatur dar. Im stranggepressten Zustand zeigt sich kein relevanter Einfluss der Strangpresstemperatur auf das biaxiale Umformvermögen und die daraus resultierenden, unterschiedlichen Texturkomponenten. Der Erichsenwert variiert zwischen 2,8 mm bei 350 °C und 3,4 mm bei 500 °C. Auch hier hat die Wärmebehandlung keinen Einfluss auf den Erichsenwerte.

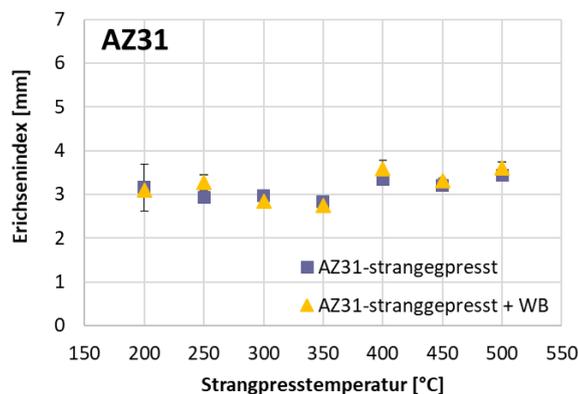


Abbildung 5.43: Erichsenindex in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die AZ31-Bänder im stranggepressten und wärmebehandelten Zustand

Für die in Abbildung 5.42 dargestellten Spannungs-Dehnungskurven der stranggepressten und wärmebehandelten AZ31-Bänder sind die mechanischen Kennwerte sowie die Erichsenwerte in Tabelle 5.8 zusammengefasst.

Tabelle 5.8: Mechanische Kennwerte der AZ31-Bänder

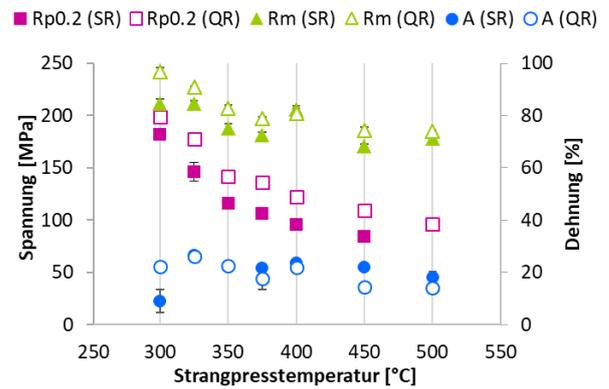
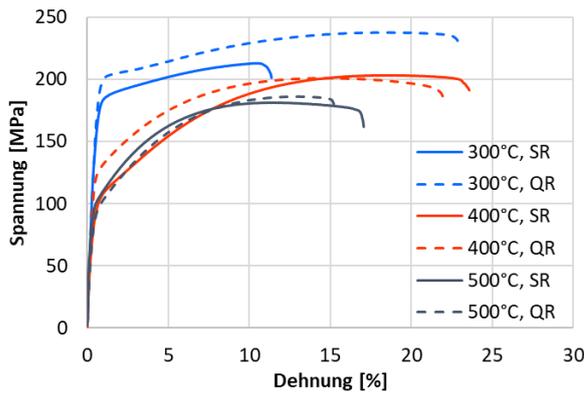
Zustand	T _s [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
stranggepresst	200	SR	165 ± 4	275 ± 5	15,9 ± 0,4	20,1 ± 3,6	3,2 ± 0,5
		QR	203 ± 5	279 ± 1	12,9 ± 0,4	24,6 ± 1,3	
	400	SR	169 ± 5	272 ± 3	13,9 ± 0,3	18,5 ± 0,5	3,3 ± 0,2
		QR	137 ± 2	255 ± 4	14,0 ± 0,2	16,6 ± 0,4	
	500	SR	184 ± 5	248 ± 2	14,4 ± 0,1	19,9 ± 0,3	3,4 ± 0,3
		QR	86 ± 1	246 ± 1	12,8 ± 0,1	13,2 ± 0,4	
wärmebehandelt	200	SR	145 ± 6	249 ± 6	16,8 ± 0,5	23,9 ± 1,4	3,1 ± 0,1
		QR	179 ± 5	265 ± 1	13,7 ± 0,4	23,2 ± 0,3	
	400	SR	155 ± 9	254 ± 3	13,7 ± 0,8	17,8 ± 0,9	3,6 ± 0,2
		QR	136 ± 1	256 ± 1	15,5 ± 0,6	17,7 ± 1,1	
	500	SR	180 ± 4	247 ± 2	13,9 ± 0,8	19,1 ± 1,6	3,6 ± 0,1
		QR	74 ± 2	241 ± 2	15,7 ± 1,1	16,1 ± 1,3	

Für die W1-Legierung sind exemplarische Spannungs-Dehnungskurven und die mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit der Prozesstemperatur in Abbildung 5.44 dargestellt. Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm lässt sich für alle wärmebehandelten Zustände (Abbildung 5.44 b)) ein typischer konvexer Kurvenverlauf erkennen. Dies trifft auch auf den stranggepressten Zustand (Abbildung 5.44 a)) bei 400 °C und 500 °C zu. Im stranggepressten Zustand bei 300 °C zeigt sich hingegen ein anderer, sehr flacher Kurvenverlauf, welcher in einem geringen Unterschied zwischen Streckgrenze (R_{p0,2}) und Festigkeit (R_m) resultiert. Zudem ist in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur (Abbildung 5.44 a) rechts) zu erkennen, dass der Unterschied zwischen Streckgrenze und Festigkeit mit Erhöhung der Strangpresstemperatur zunimmt. Auch die Festigkeit verringert sich mit steigender Temperatur, wobei diese geringer ausfällt als die der Streckgrenze. Mit Erhöhung der Temperatur von 325 °C auf 500 °C ist eine geringe Abnahme der Bruchdehnung festzustellen. Der bei 300 °C stranggepresste Zustand weist mit nur 9,1 % in SR eine sehr geringe Bruchdehnung auf.

Die Wärmebehandlung der stranggepressten W1-Bänder ((Abbildung 5.44 b)) bewirkt eine Reduzierung der Festigkeit und der Streckgrenze. Abhängig von der Lastrichtung und bis auf eine Walztemperatur von 500 °C weist die QR hierbei höhere Werte auf als die SR. Zudem werden die Differenzen, in Abhängigkeit der Lastrichtung von der Streckgrenze und der Festigkeit, mit Erhöhung der Strangpresstemperatur, geringer. Bei der Duktilität ist die SR deutlich höher, was durch die Textur begründet werden kann.

W1

a) stranggepresst



b) wärmebehandelt

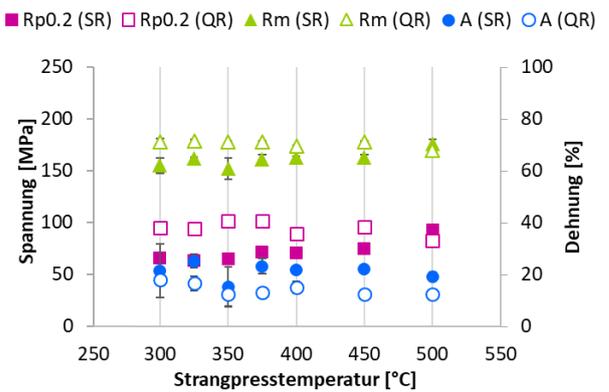
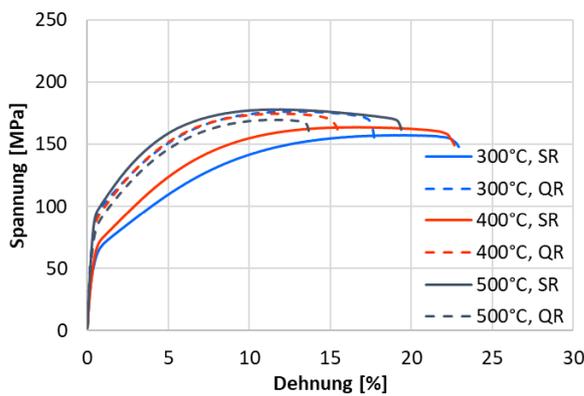


Abbildung 5.44: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in SR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die W1-Bänder im stranggepressten (a) und wärmebehandelten Zustand (b)

Im Vergleich zu den stranggepressten AZ31-Bändern, zeigen die W1-Bänder einen deutlichen Einfluss der Prozesstemperatur und der Wärmebehandlung auf die Umformbarkeit (Abbildung 5.45). Für die Erichsenwerte der W1-Legierung im stranggepressten Zustand ist, bis zu einer Strangpresstemperatur von 375 °C, eine Zunahme der Umformbarkeit, von 3,1 mm auf 4,7 mm, feststellbar. Im weiteren Verlauf, also ab 375 °C bis 500 °C, ist eine Abnahme des Erichsenwertes auf 3,7 mm zu verzeichnen. Die Wärmebehandlung bewirkt bei niedrigen Prozesstemperaturen (300 °C und 325 °C) eine deutliche Verbesserung der Umformbarkeit. Bei 325 °C wird unter den stranggepressten W1-Bändern, mittels Wärmebehandlung, ein maximaler Erichsenwert erreicht. Hier (Abbildung 5.45, Tabelle 5.9) kann der Wert durch die statische Rekristallisation um 1,4 mm auf $5,0 \pm 0,4$ mm erhöht werden. Bei Temperaturen über 325 °C bewirkt die anschließende Wärmebehandlung keine signifikante Veränderung der Umformbarkeit.

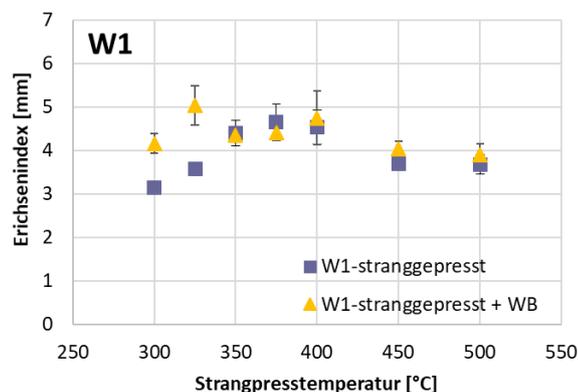


Abbildung 5.45: Erichsenindex in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die W1-Bänder im stranggepressten und wärmebehandelten Zustand

Ergebnisse

Alle Kennwerte für die W1-Bänder aus den in Abbildung 5.44 dargestellten Spannungs-Dehnungskurven sowie die zugehörigen Erichsenwerte sind zusammenfassend in Tabelle 5.9 aufgelistet.

Tabelle 5.9: Mechanische Kennwerte der W1-Bänder

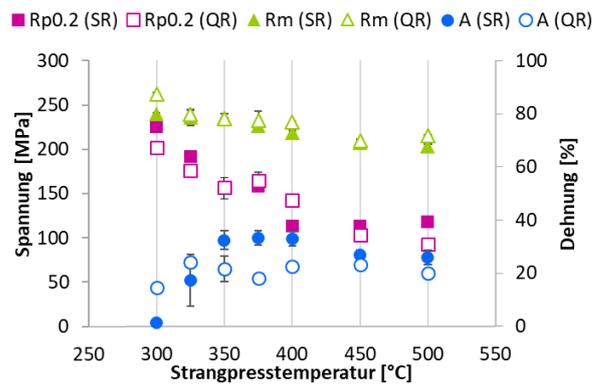
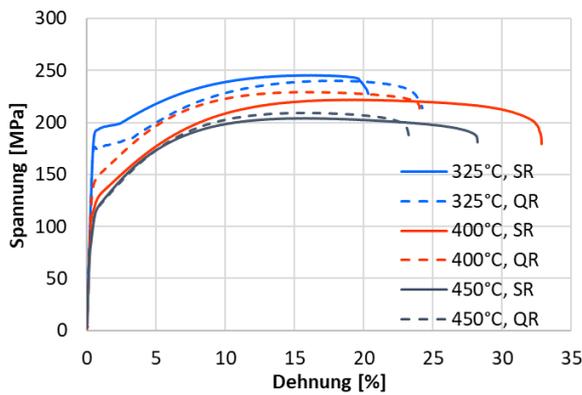
Zustand	T _{ST} [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
stranggepresst	300	SR	182 ± 3	211 ± 5	8,6 ± 4,2	9,1 ± 4,4	3,1 ± 0,1
		QR	199 ± 4	242 ± 4	17,1 ± 0,8	22,2 ± 1,0	
	400	SR	96 ± 3	206 ± 3	17,6 ± 0,2	23,6 ± 1,1	4,5 ± 0,4
		QR	122 ± 3	202 ± 5	14,3 ± 0,7	21,9 ± 0,9	
	500	SR	96 ± 6	178 ± 4	11,1 ± 0,9	18,2 ± 2,2	3,7 ± 0,2
		QR	96 ± 1	185 ± 1	11,3 ± 0,3	14,1 ± 0,3	
wärmebehandelt	300	SR	66 ± 1	155 ± 7	15,6 ± 4,1	21,6 ± 10,3	4,2 ± 0,2
		QR	98 ± 5	178 ± 3	11,8 ± 0,5	18,1 ± 1,5	
	400	SR	71 ± 1	163 ± 1	14,9 ± 0,8	21,9 ± 0,5	4,7 ± 0,6
		QR	89 ± 1	174 ± 1	11,1 ± 0,7	15,1 ± 2,2	
	500	SR	93 ± 4	176 ± 4	11,4 ± 0,9	19,2 ± 1,9	3,9 ± 0,3
		QR	83 ± 1	170 ± 1	11,1 ± 0,5	12,5 ± 1,2	

Die mechanischen Eigenschaften der stranggepressten WZ10-Bänder sind in Abbildung 5.46 aufgeführt. Im stranggepressten Zustand (Abbildung 5.46 a)) haben die Bänder, welche bei 400 °C bis 500 °C stranggepresst wurden, einen konvexen Kurvenverlauf. Bei 325 °C bis 375 °C hat der Kurvenverlauf, unabhängig von der Lastrichtung, eine ausgeprägte Streckgrenze. Mit Erhöhung der Prozesstemperatur kommt es zu einer Abnahme der Streckgrenze und der Zugfestigkeit. Die Abnahme der Streckgrenze ist hierbei viel stärker ausgeprägt. Dieses Materialverhalten ist nahezu isotrop. Ab einer Strangpresstemperatur von 350 °C ist die Bruchdehnung in SR höher als in QR. Zudem zeigt sich mit steigender Temperatur von 350 °C auf 500 °C eine Abnahme der Duktilität.

Wie bei den W1-Bändern kommt es auch bei den WZ10-Bändern durch die Wärmebehandlung, siehe Abbildung 5.46 b), zu einer Reduzierung der Streckgrenze. Nach der Glühung ist mit steigender Temperatur (325 °C auf 500 °C) eine leichte Erhöhung der Streckgrenze festzustellen. Die Zugfestigkeit hat keine ausgeprägte Abhängigkeit von der Strangpresstemperatur. Der Wert variiert richtungsunabhängig zwischen 175 MPa und 200 MPa. Bei der Bruchdehnung zeigt sich, wie schon bei den Ergebnissen aus den nicht wärmebehandelten Zuständen, dass ab 350 °C ein höherer Wert in SR, im Vergleich zu den Werten in QR, erreicht werden kann. Eine Reduzierung der Duktilität mit zunehmender Strangpresstemperatur ist erkennbar. Bei einer Strangpresstemperatur von 300 °C und 325 °C weist jeweils die QR eine höhere Bruchdehnung als die SR auf. Mit einer Bruchdehnung von 34,3 % erreicht der bei 325 °C stranggepresste Zustand, nach der zusätzlichen Wärmebehandlung, den höchsten Wert für diese Legierung.

WZ10

a) stranggepresst



b) wärmebehandelt

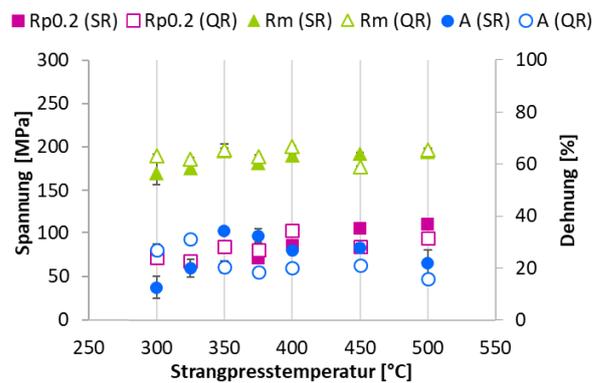
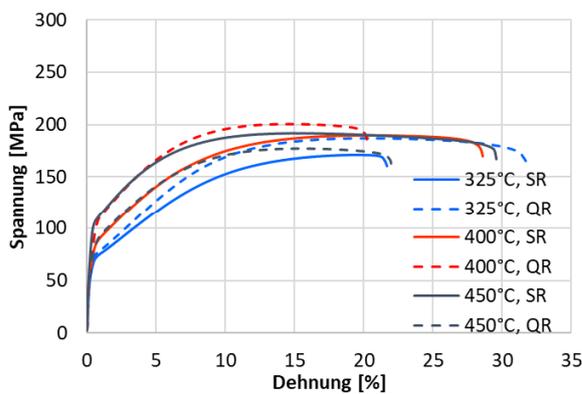


Abbildung 5.46: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in SR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die WZ10-Bänder im stranggepressten (a) und wärmebehandelten Zustand (b)

Im biaxialen Umformverhalten weisen die stranggepressten WZ10-Bänder (Abbildung 5.47) eine deutliche Abhängigkeit von der Prozesstemperatur, sowie von der anschließenden Wärmebehandlung auf. Im stranggepressten Zustand wird bei 375 °C der maximale Erichsenwert von 5,9 mm erreicht. Danach kommt es zu einer signifikanten Abnahme auf 4,3 mm bei 400 °C und 3,4 mm bei 500 °C. Der höchste Erichsenwert wird durch eine zusätzliche Wärmebehandlung des stranggepressten Materials mit teilrekristallisiertem Ausgangsgefüge erreicht. Zwischen 325 °C und 375 °C wurden Erichsenwerte von 6,6 mm bis 7,2 mm gemessen. Durch die anschließende statische Rekristallisation kann folglich der Erichsenwert um 1,3 mm verbessert werden. Wie auch im stranggepressten Zustand kommt es im wärmebehandelten Zustand ab 400 °C zu einer stetigen Abnahme des Erichsenwertes, von 4,3 mm bei 400 °C auf 3,4 mm bei 500 °C.

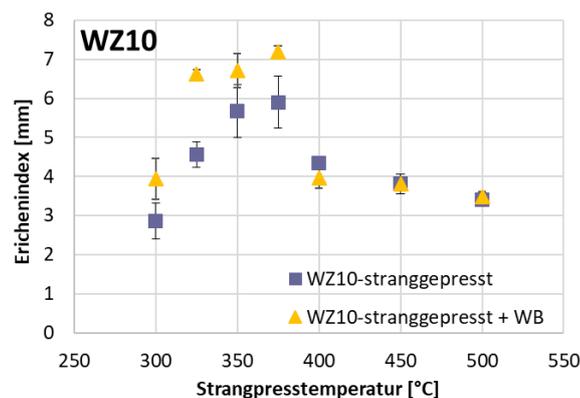


Abbildung 5.47: Erichsenindex in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die WZ10-Bänder im stranggepressten und wärmebehandelten Zustand

Ergebnisse

Die mechanischen Kennwerte der WZ10-Bänder für die in Abbildung 5.46 aufgezeigten Spannungs-Dehnungskurven und die zugehörigen Erichsenwerte sind in Tabelle 5.10 zusammengefasst.

Tabelle 5.10: Mechanische Kennwerte der WZ10-Bänder

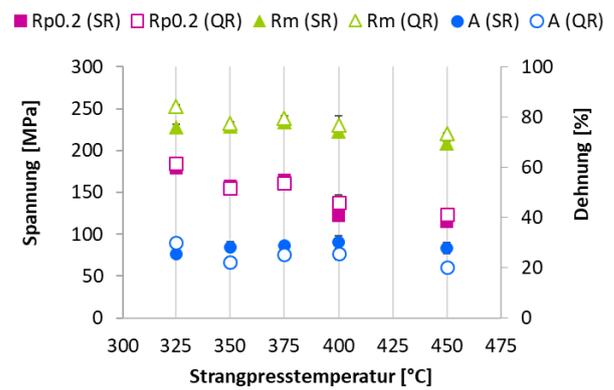
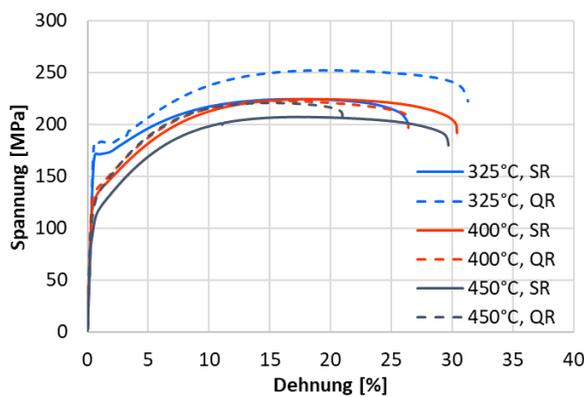
Zustand	T _{ST} [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
stranggepresst	325	SR	192 ± 4	236 ± 9	12,4 ± 5,3	17,3 ± 9,7	4,6 ± 0,3
		QR	176 ± 1	239 ± 5	17,6 ± 0,3	24,1 ± 0,4	
	400	SR	113 ± 4	218 ± 3	19,1 ± 0,2	32,8 ± 2,7	4,3 ± 0,1
		QR	142 ± 2	230 ± 1	15,3 ± 0,3	22,7 ± 1,8	
	450	SR	113 ± 7	207 ± 4	14,7 ± 0,5	26,9 ± 1,7	3,8 ± 0,2
		QR	103 ± 2	209 ± 1	15,5 ± 0,1	23,2 ± 0,9	
wärmebehandelt	325	SR	67 ± 1	175 ± 5	18,3 ± 3,1	19,9 ± 3,5	6,6 ± 0,1
		QR	68 ± 1	185 ± 2	20,2 ± 0,1	31,3 ± 1,6	
	400	SR	86 ± 1	190 ± 1	19,1 ± 0,7	26,8 ± 1,7	4,0 ± 0,3
		QR	103 ± 1	200 ± 1	13,6 ± 0,7	20,1 ± 1,3	
	450	SR	106 ± 1	192 ± 1	14,4 ± 0,4	27,9 ± 1,8	3,8 ± 0,1
		QR	85 ± 1	177 ± 1	14,2 ± 0,3	21,1 ± 1,3	

Für die modifizierten WZ10-Legierungen (WZM100, WZX100 und WZMX1000) sind in Abbildung 5.48 für den stranggepressten Zustand und Abbildung 5.49 den wärmebehandelten Zustand die mechanischen Eigenschaften dargestellt. Wie schon bei den Mikrostrukturen und Texturen erfolgt die detaillierte Darstellung (Spannungs-Dehnung-Diagramme) anhand der Gefügeentwicklung. Das heißt, dass die Spannungs-Dehnungs-Kurven für ein teilrekristallisiertes Gefüge, für ein rekristallisiertes Gefüge und für ein Gefüge mit deutlichem Kornwachstum dargestellt sind. Bei einem Fehlen des teilrekristallisierten Gefüges, ist die Spannungs-Dehnungs-Kurve für die untere Prozesstemperatur abgebildet. Hieraus resultieren die unterschiedlichen, dargestellten Temperaturen der Spannungs-Dehnungs-Diagramme, für die Legierungen WZM100, WZX100 und WZMX1000. WZX100 und WZMX1000 haben bereits ab einer Strangpresstemperatur von 350 °C und WZM100 erst ab einer Strangpresstemperatur von 400 °C ein vollständig rekristallisiertes Gefüge.

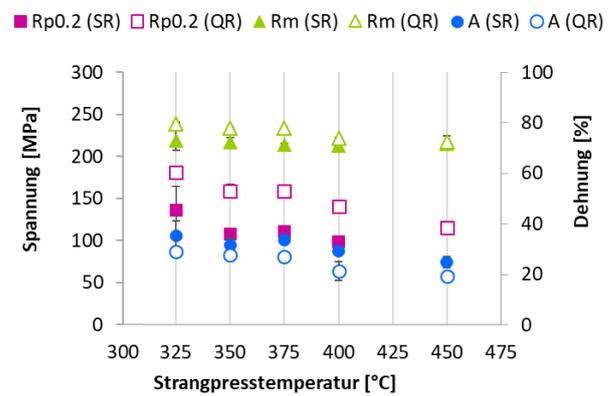
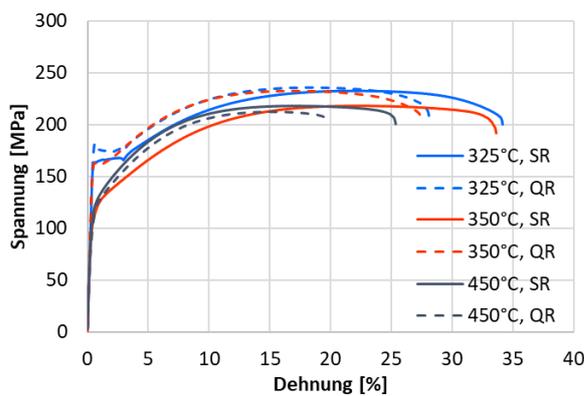
WZM100, WZX100 und WZMX1000 weisen im stranggepressten Zustand (Abbildung 5.48) bei 325 °C eine ausgeprägte Streckgrenze in SR und QR auf. Diese ist bei WZX100 auch noch bei 350 °C in QR schwach zu erkennen. Die Erhöhung der Strangpresstemperatur führt in allen Legierungen zu einer Verringerung der Streckgrenze und Zugfestigkeit und bei WZX100 zu einer Abnahme der Bruchdehnung. Die Streckgrenze der drei Legierungen, stranggepresst bei 325 °C, zeigt keinen signifikanten Unterschied in QR. Der Wert variiert zwischen 181-185 MPa. Im Gegensatz dazu hat WZM100 in SR eine deutlich höhere Streckgrenze, im Vergleich zu WZX100 und WZMX1000. WZX100 hat die höchste Zugfestigkeit in QR (293 MPa), jedoch auch die niedrigsten Werte in SR (219 MPa). Zwischen den Legierungen weist die Bruchdehnung keinen signifikanten Unterschied auf. Im Vergleich zu WZ10 haben die modifizierten Legierungen eine deutlich höhere Duktilität in SR und QR, eine geringere Streckgrenze und Zugfestigkeit in SR und erreichen höhere Werte in QR.

stranggepresst

a) WZM100



b) WZX100



c) WZMX1000

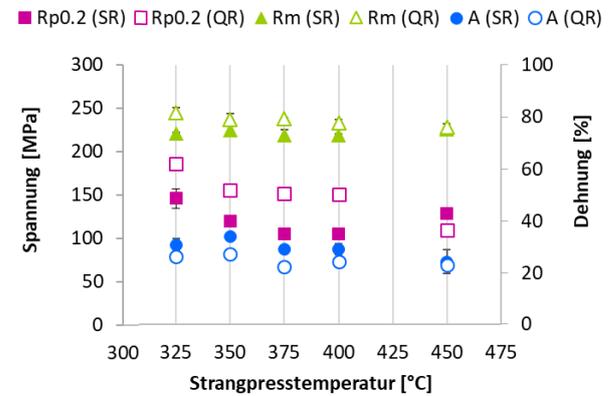
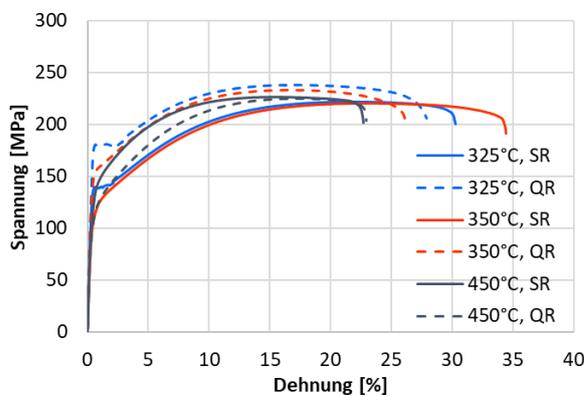
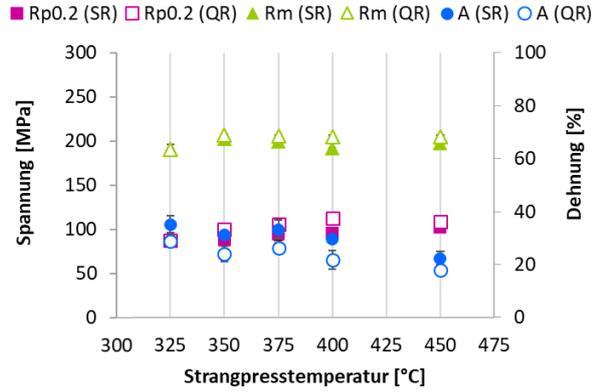
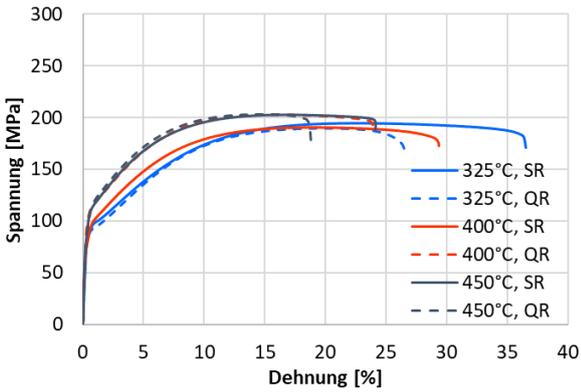


Abbildung 5.48: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in SR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die modifizierten WZ10-Bänder im stranggepressten Zustand; a) WZM100; b) WZX100; c) WZMX1000

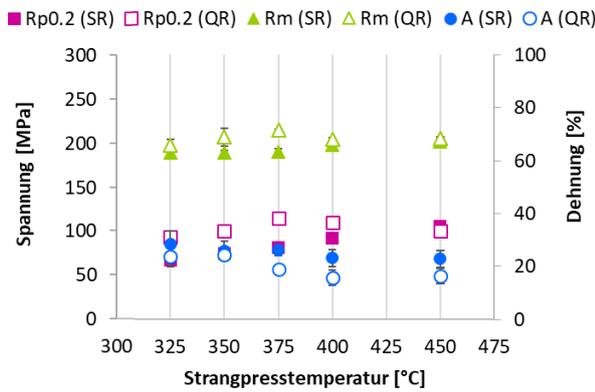
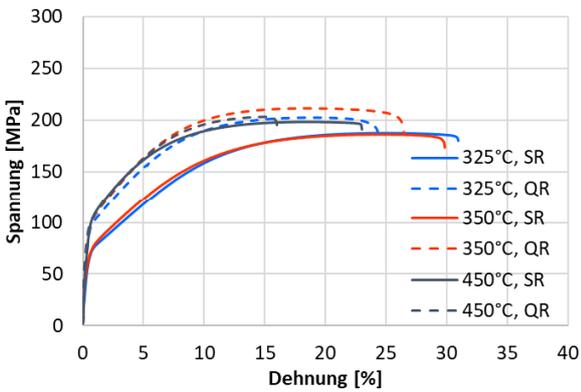
Durch die anschließende Wärmebehandlung (Abbildung 5.49) kommt es legierungsunabhängig zu einer Abnahme der Streckgrenze und Zugfestigkeit und tendenziell zu einer Zunahme der Bruchdehnung. Im Vergleich der mechanischen Eigenschaften im wärmebehandelten Zustand, der bei 325 °C stranggepressten Bänder, zeigt die höchste Streckgrenze in SR WZM100 und in QR WZMX1000. WZ10 hat sowohl in SR als auch in QR die geringste Streckgrenze. Mit einer Festigkeit von 193 MPa in SR und 205 MPa in QR hat WZMX1000 eine um 20 MPa höhere Festigkeit als WZ10. Bei Betrachtung der Anisotropie der Streckgrenze und Zugfestigkeit, haben WZ10 und WZM100 ähnlich geringe Abweichungen in SR und QR. Die Bruchdehnung zeigt keine große Variation zwischen den modifizierten WZ10 Legierungen in SR. In QR hat WZM100 hingegen, mit 28,9 %, den höchsten Wert, welcher aber im Vergleich zu WZ10 (31,3 %) geringer ausfällt.

wärmebehandelt

a) WZM100



b) WZX100



c) WZMX1000

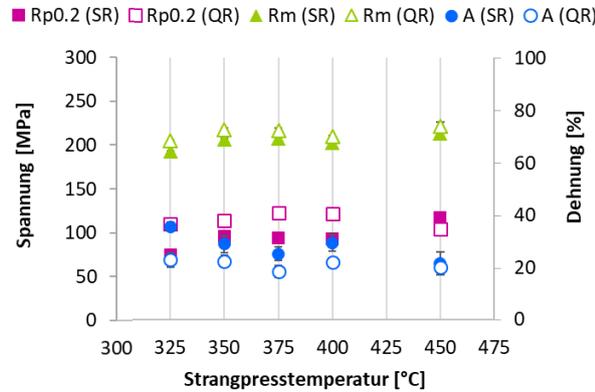
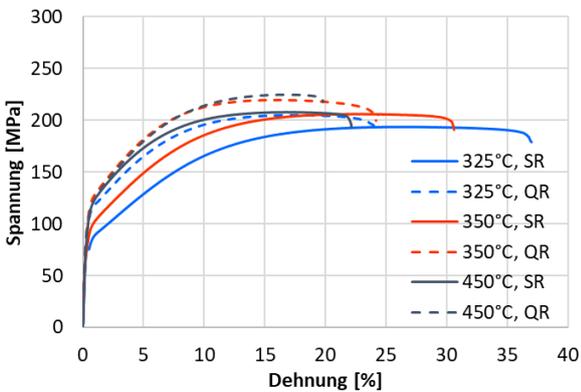


Abbildung 5.49: Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme in SR und QR, sowie Darstellung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur für die modifizierten WZ10-Bänder im wärmebehandelten Zustand; a) WZM100; b) WZX100; c) WZMX1000

Wie auch für die mechanischen Eigenschaften, lässt sich in der Umformbarkeit bei Raumtemperatur (siehe Abbildung 5.50) eine deutliche Veränderung, bedingt durch die Modifikation der WZ10-Legierung, feststellen. Durch das Zulegieren von Mn kann der Erichsenwert signifikant erhöht werden. Mit fast 8 mm erreichen WZM100 (Abbildung 5.50 a)) und WZMX1000 (Abbildung 5.50 c)), stranggepresst bei 325 °C, im wärmebehandelten Zustand die höchsten Umformwerte. Dieser ist im Vergleich zu WZ10 um fast 1 mm höher. Im Gegensatz zu Mn als Zulegierungselement bewirkt Ca eine Verringerung der Umformbarkeit. WZX100 (Abbildung 5.50 b)) erreicht nur einen Erichsenwert von 6,5 mm im wärmebehandelten Zustand, bei 325 °C. Ähnlich zu WZ10 hat auch WZM100 Erichsenwerte über 7 mm bei Strangpresstemperaturen von 325 °C-375 °C. Hingegen erreicht WZMX1000 bei 325 °C zwar einen maximalen Erichsenwert von 7,8 mm, jedoch kommt es im weiteren Verlauf zu einem rapiden Abfall. Bei 350 °C wird nur noch ein Wert von lediglich 5,9 mm erreicht.

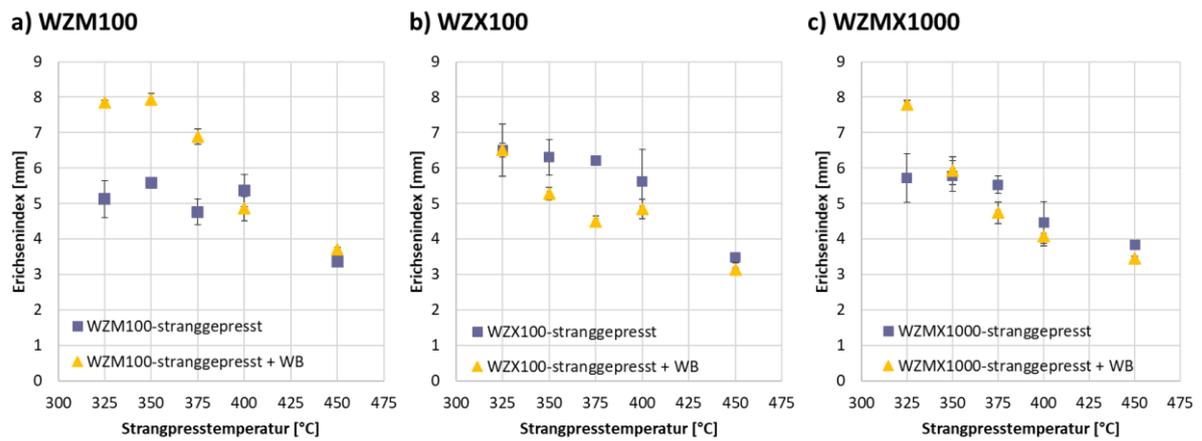


Abbildung 5.50; Erichsenindex in Abhängigkeit der Temperatur für die modifizierten WZ10-Bänder im stranggepressten und wärmebehandelten Zustand; a) WZM100, b) WZX100, c) WZMX1000

Für die stranggepressten modifizierten WZ10- Legierungen, also die Bänder aus den Legierungen WZM100, WZX100 und WZMX1000, sind die mechanischen Kennwerte zu den in Abbildung 5.48 und Abbildung 5.49 dargestellten Spannungs-Dehnungskurven, sowie die zugehörigen Erichsenwerte in Tabelle 5.11 zusammengefasst.

Tabelle 5.11: Mechanische Kennwerte der WZM100-, WZX100- und WZMX1000-Bänder

Legierung	Zustand	T_s [°C]	Lastrichtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]
WZM100	stranggepresst	325	SR	179 ± 7	228 ± 3	13,8 ± 2,5	25,4 ± 0,4	5,1 ± 0,5
			QR	185 ± 4	253 ± 3	18,9 ± 0,3	29,9 ± 1,3	
		400	SR	122 ± 3	223 ± 1	18,5 ± 0,6	30,2 ± 2,4	
			QR	138 ± 9	230 ± 12	15,4 ± 0,1	25,6 ± 2,2	
		450	SR	115 ± 2	208 ± 3	16,1 ± 0,2	27,8 ± 2,2	
			QR	124 ± 2	220 ± 1	14,1 ± 0,3	20,3 ± 0,1	
	wärmebehandelt	325	SR	88 ± 3	191 ± 5	22,1 ± 0,4	35,2 ± 3,3	7,9 ± 0,1
			QR	87 ± 2	190 ± 1	19,3 ± 0,1	28,9 ± 2,3	
		400	SR	96 ± 1	191 ± 1	18,2 ± 0,7	29,7 ± 1,3	
			QR	112 ± 1	205 ± 2	14,7 ± 0,1	21,7 ± 3,5	
		450	SR	102 ± 4	198 ± 6	16,1 ± 0,1	22,4 ± 2,5	
			QR	109 ± 3	205 ± 2	13,7 ± 0,2	17,8 ± 0,9	
WZX100	stranggepresst	325	SR	136 ± 28	219 ± 12	22,9 ± 1,4	35,3 ± 5,9	6,5 ± 0,2
			QR	181 ± 1	293 ± 2	17,8 ± 0,1	29,1 ± 1,2	
		400	SR	99 ± 1	213 ± 1	20,9 ± 0,6	29,1 ± 1,4	
			QR	141 ± 6	221 ± 1	13,8 ± 0,2	21,3 ± 3,8	
		450	SR	116 ± 3	215 ± 2	16,6 ± 0,2	24,9 ± 2,1	
			QR	116 ± 3	217 ± 8	14,4 ± 0,2	19,5 ± 0,5	
	wärmebehandelt	325	SR	67 ± 2	189 ± 2	23,4 ± 0,5	28,6 ± 4,7	6,5 ± 0,7
			QR	94 ± 5	198 ± 6	17,8 ± 0,4	23,7 ± 3,7	
		400	SR	92 ± 2	198 ± 3	19,1 ± 1,1	23,3 ± 3,2	
			QR	110 ± 2	204 ± 2	13,3 ± 0,8	15,8 ± 2,8	
		450	SR	106 ± 4	202 ± 4	16,6 ± 0,3	22,9 ± 3,1	
			QR	100 ± 2	205 ± 2	14,3 ± 0,9	16,5 ± 2,9	
WZMX1000	stranggepresst	325	SR	146 ± 11	221 ± 1	20,3 ± 1,7	30,8 ± 2,4	5,7 ± 0,7
			QR	186 ± 5	245 ± 6	15,6 ± 1,9	26,5 ± 2,1	
		400	SR	105 ± 2	219 ± 1	21,9 ± 0,4	29,1 ± 2,1	
			QR	151 ± 3	233 ± 4	14,7 ± 0,2	24,3 ± 0,9	
		450	SR	129 ± 4	226 ± 1	15,4 ± 1,3	24,3 ± 4,6	
			QR	110 ± 1	228 ± 4	16,5 ± 0,3	23,1 ± 1,9	
	wärmebehandelt	325	SR	75 ± 1	193 ± 1	25,9 ± 0,8	35,7 ± 1,6	7,8 ± 0,1
			QR	110 ± 3	205 ± 1	16,1 ± 0,7	23,1 ± 2,8	
		400	SR	93 ± 1	203 ± 4	21,7 ± 0,3	29,7 ± 3,1	
			QR	122 ± 1	210 ± 1	15,1 ± 0,6	22,4 ± 1,5	
		450	SR	118 ± 5	214 ± 5	16,5 ± 0,2	21,9 ± 4,4	
			QR	105 ± 4	222 ± 5	16,4 ± 0,3	20,2 ± 1,2	

Zusammenfassend sind die mechanischen Eigenschaften der stranggepressten Bänder, mit dem höchsten Erichsenwerten für alle Legierungen, in Tabelle 5.12 aufgeführt. Mit einem maximalen Erichsenwert von 3,6 mm weist AZ31, stranggepresst bei 400 °C, den geringsten Werte auf. Auch variiert dieser Wert nur sehr gering in Abhängigkeit der Strangpresstemperatur, obwohl es Textur- und Mikrostrukturveränderungen, in Bezug auf die Prozesstemperatur, gibt. Im Vergleich zu den anderen Legierungen hat AZ31 jedoch die höchste Streckgrenze und Zugfestigkeit.

Für die W1-Legierung wird eine maximale Umformbarkeit, mit einem Erichsenwert 5,4 mm, bei dem wärmebehandelten Zustand, stranggepresst bei 350 °C, erreicht. In diesem Zustand hat das Material eine mittlere Korngröße von 32 µm und die (0002)-Polfigur zeigt einen schwach ausgeprägten Doppelpeak in SR. Im Vergleich zu den anderen Zuständen von W1, zeigt dieser Zustand in den Texturkomponenten keinen erheblichen Unterschied. Die maximale Intensität ist mit 4,3 m.r.d. jedoch erheblich geringer.

WZ10 hat im Vergleich zu W1, im wärmebehandelten Zustand und unabhängig der Strangpresstemperatur, einen höheren $R_{p0.2}$ und R_m , sowie eine deutliche Erhöhung des Erichsenwertes auf 7,2 mm. Auch bei Strangpresstemperaturen von 325 °C bis 375 °C werden in WZ10 nach der Wärmebehandlung Erichsenwert von über 6 mm erreicht. In allen Fällen weist die Textur quadropole Komponenten auf. Der Einfluss von Mn zeigt sich durch eine höhere Streckgrenze und Festigkeit von WZM100 und WZMX1000, im Vergleich zu WZ10. Trotz des ausgeprägten Kornwachstums bei WZX100 hat das Material nur eine marginal geringere Streckgrenze und Zugfestigkeit. Mit einem Erichsenwert von 7,8 mm bzw. 7,9 mm haben WZMX1000 bei 325 °C und WZM100 bei 325 °C und 350 °C die höchsten Werte. In der Textur haben diese Zustände neben dem stark ausgelenkten Doppelpeak in SR (Kippwinkel 45°) auch deutlich eine Komponente in QR mit einem hohen Kippwinkel von 60°. Für WZX100 kann lediglich eine maximaler Erichsenwert von 6 mm erreicht werden. In der Textur weist dieser Zustand nur die SE-Komponente auf.

Tabelle 5.12: Legierungsabhängige Zusammenfassung der mechanischen Eigenschaften für den höchsten Erichsenwert der stranggepressten Bänder

Legierung	T_s [°C]	Zustand	Erichsenwert [mm]	Korngröße [µm]	Lastrichtung	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]
AZ31	400	WB	3,6 ± 0,2	15 ± 1,3	SR	155 ± 9	254 ± 3	13,7 ± 0,8	17,8 ± 0,9
					QR	136 ± 1	256 ± 1	15,5 ± 0,6	17,7 ± 1,1
W1	350	WB	5,4 ± 0,3	32 ± 0,6	SR	64 ± 1	162 ± 1	17,1 ± 0,1	25,2 ± 2,6
					QR	94 ± 1	179 ± 1	10,5 ± 0,1	16,7 ± 2,8
WZ10	375	WB	7,2 ± 0,1	27 ± 1,5	SR	72 ± 2	181 ± 4	21,9 ± 0,8	32,5 ± 2,6
					QR	81 ± 2	188 ± 2	15,6 ± 0,7	18,4 ± 1,8
WZM100	350	WB	7,9 ± 0,2	20 ± 0,6	SR	88 ± 3	202 ± 5	21,1 ± 0,6	31,2 ± 0,9
					QR	100 ± 1	207 ± 1	17,3 ± 0,2	24,1 ± 2,9
WZX100	325	WB	6,5 ± 0,7	52 ± 0,5	SR	67 ± 2	189 ± 2	23,4 ± 0,5	28,6 ± 4,7
					QR	94 ± 5	198 ± 6	17,8 ± 0,4	23,7 ± 3,7
WZMX1000	325	WB	7,8 ± 0,1	21 ± 2,5	SR	75 ± 1	193 ± 1	25,9 ± 0,8	35,7 ± 1,6
					QR	110 ± 3	205 ± 1	16,1 ± 0,7	23,1 ± 2,8

5.4 Zusammenfassung der Ergebnisse

Im Sinne der thematischen Fragestellung (Kapitel 3) lassen sich die Ergebnisse aus dieser Arbeit, legierungsabhängig wie folgt zusammenfassen:

Im Legierungsvergleich zeigt sich, dass sowohl beim Walzen als auch beim Strangpressen, AZ31 das größte Prozessfenster hat. Beim Walzen kommt es mit Erhöhung der Walztemperatur und anschließender statischer Rekristallisation zu einer signifikanten Texturabschwächung der basalen {0001}<11-20> Komponenten und zu einem maximalen Erichsenwert von 6 mm. Im Vergleich zum Walzen, ermöglicht das Strangpressen die Bildung eines breiteren Texturenspektrums von einer basalen, bis hin zu einer prismatischen {10-10}<11-20> Komponente. Hierbei hängt die Texturentwicklung hauptsächlich von der Prozesstemperatur (dynamisch) und nur sehr begrenzt von der anschließenden Wärmebehandlung (statisch) ab. Zudem kommt es mit Erhöhung der Prozesstemperatur, entgegengesetzt zum Walzprozess, zu einer Intensitätszunahme der (0002)-Polfigur. Obwohl die stranggepressten AZ31-Bänder eine große Texturvielfalt aufzeigen, weist die Umformbarkeit anhand des Erichsenwertes keine große Varianz (um die 3 mm) auf.

Beim Vergleich mit der W1-Legierung, zeigen sich, bei der prozesstemperaturabhängigen Texturentwicklung, Unterschiede zu AZ31. Dies gilt sowohl im Walzen als auch im Strangpressen. Mit Zunahme der Temperatur kommt es in beiden Prozessen zu einer Zunahme der maximalen Intensität der (0002)-Polfigur. Beim Walzen dominiert, wie auch bei AZ31, die basale Komponente. Beim Strangpressen bildet sich der für SE-haltige Legierung typische Doppel-Peak in SR. Zudem kommt es bei sehr hohen Temperaturen zu einer basalen, in SR gekippten Komponente. Die bei AZ31 vorhandene, durch den Strangpressprozess gebildete prismatische Komponente, ist bei W1 nicht zu finden. Auch die mechanischen Eigenschaften und die Umformbarkeit zeigen, vor allem im gewalzten Blech, große Unterschiede zu AZ31. Hier konnte bei AZ31 eine Verbesserung der biaxialen Umformbarkeit, mit Erhöhung der Prozesstemperatur und anschließender Wärmebehandlung, festgestellt werden. Das W1 Blech verhält sich hierzu völlig konträr. Ein maximaler Erichsenwert von 6,8 mm wird bei der untersten Walztemperatur (400 °C) ohne anschließende statische Rekristallisation erreicht.

Durch das Zulegieren von Zn kommt es, sowohl beim Walzen (statisch) als auch beim Strangpressen (dynamisch) von WZ10, zu einer Veränderung in der Gefügeentwicklung im Vergleich zu W1. Anhand der Mikrostrukturentwicklung, in Abhängigkeit der Prozesstemperatur, sind eine Kornfeinung und eine verändertes Rekristallisationsverhalten zu erkennen. Auch in der Texturentwicklung zeigen sich Unterschiede zu der W1-Legierung. Die WZ10-Legierung bildet bei niedrigen Prozesstemperaturen (Walzen und Strangpressen) und durch eine anschließende Wärmebehandlung, eine quadrupole Textur aus. Das heißt, es ist in der (0002)-Polfigur ein Doppel-Peak sowohl in SR als auch in QR vorhanden. In Korrelation mit der Mikrostruktur entsteht diese Textur beim Strangpressen nur dann, wenn ein teilrekristallisiertes Gefüge vorliegt. Bei Betrachtung der mechanischen Eigenschaften weisen die Gefüge mit einer quadrupolen Textur die geringste Anisotropie, sowie die höchsten Erichsenwerte auf.

Bei den modifizierten WZ10-Legierungen (WZM100, WZX100, WZMX1000) zeigt sich der Einfluss der Zulegierungselemente auf das statische und auch dynamische Rekristallisationsverhalten (Mikrostrukturentwicklung) und auch auf die Texturausbildung und die daraus resultierenden Materialeigenschaften. In den Gefügen präsentiert sich der Einfluss von Mn in einer geringeren Korngröße bei den, durch Walzen, bzw. Strangpressen, hergestellten Flachprodukten. Hingegen zeigt sich in WZX100 durch die statische Rekristallisation beim Strangpressen und beim Walzen ein ausgeprägtes Kornwachstum.

Ergebnisse

Für WZM100 gibt es in Bezug auf WZ10 keinen deutlichen Unterschied in der Texturentwicklung. Dies gilt sowohl beim Walzen als auch beim Strangpressen. Das Prozessfenster in beiden Prozessen ist unverändert zu WZ10. In der prozesstemperaturabhängigen Texturausbildung zeigt sich kein signifikanter Unterschied in den Komponenten. Auch hier kommt es zur Ausbildung einer quadrupolen Textur. Mit einem maximalen Erichsenindex von 7,9 mm beim Walzen und Strangpressen sind die Werte von WZM100 höher als die von WZ10.

Der Einfluss von Ca auf WZ10 und WZM100 zeigt sich bereits im Prozessfenster. Die Bleche, WZX100 und WZMX1000, sind lediglich bis zu einer unteren Prozessgrenze von 450 °C walzbar (WZ10 und WZM100: untere Prozessgrenze 400 °C). Hingegen kommt es beim Strangpressen zu einer Erweiterung des Prozessbereiches um 25 °C auf 350 °C (untere Prozessgrenze), in dem das Material homogen fließt. Die (0002)-Polfigur der WZX100- und WZMX100-Bleche zeigt nach der Wärmebehandlung nur den für SE-haltige Legierungen typischen Doppel-Peak in QR. In der biaxialen Umformbarkeit weisen die Bleche geringe Erichsenwert von 4,6 mm (WZX100) bzw. 5,4 mm (WZMX1000) auf. Die Texturentwicklung der stranggepressten WZX100- und WZMX1000-Bänder zeigt den typischen Doppel-Peak in SR. Nur bei sehr geringen Strangpresstemperaturen ist es bei WZMX1000 möglich, durch die anschließende statische Rekristallisation, eine Komponente in QR auszubilden. Dieser Zustand hat den höchsten Erichsenwert von 7,8 mm.

6 Diskussion

Die Diskussion befasst sich mit der Beeinflussung der Mikrostruktur und Textur durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses und den damit verbundenen Halbzeugeigenschaften, insbesondere der Umformbarkeit bei Raumtemperatur.

Die yttriumhaltigen Legierungen sollen dabei mit der nicht SE-haltigen Legierung AZ31 verglichen werden, um die Unterschiede, insbesondere im Hinblick auf die Texturentwicklung und deren Einfluss auf die Materialeigenschaften, hervorheben zu können.

Zum einen wird, in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, der Einfluss der Legierungselemente auf die Prozessierbarkeit erörtert, zum anderen wird dargelegt, wie sich die Mikrostruktur und Textur, durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses verändern. Dafür werden die Bleche im gewalzten Zustand genutzt, um die Texturentwicklung anhand der Aktivität möglicher Verformungsmechanismen zu diskutieren. Desweiteren folgt die Darstellung der Textur- und Mikrostrukturentwicklung in Abhängigkeit der Herstellungsprozesse, aufgrund unterschiedlicher Rekristallisationsverhalten. Dabei dient der Walzprozess zur Analyse der SRX und der Strangpressprozess zur Analyse der DRX. Die Wärmebehandlung wird angewandt, um die Flachprodukte vollständig statisch zu rekristallisieren und den Unterschied und Einfluss der kombinierten Rekristallisation (SRX & SRX oder DRX & SRX) auf die Textur- und Mikrostrukturentwicklung aufzuzeigen. Zum Schluss werden Mikrostruktur und Textur mit den mechanischen Eigenschaften und der Umformbarkeit der entsprechenden Flachprodukte in Beziehung gesetzt.

Eine detaillierte Analyse und Interpretation der Ergebnisse erfolgt vorrangig anhand von EBSD-Messungen. Die hierbei erlangten Erkenntnisse werden im Vergleich zu Veröffentlichungen anderer Forschungsgruppen gesetzt.

6.1 Beeinflussung der Prozessierbarkeit durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses

Aufgrund eines prozessabhängigen Rekristallisationsverhaltens können für die Legierungen unterschiedliche Prozessfenster festgestellt werden. Sowohl die statische als auch die dynamische Rekristallisation nehmen signifikant Einfluss auf die Walzbarkeit bzw. Strangpressbarkeit.

Aus verschiedenen Studien ist bekannt, dass die Umformgeschwindigkeit, vor allem beim Strangpressen, einen großen Einfluss auf die Verformungswärme und folglich auch auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung hat, da eine höhere Geschwindigkeit zu mehr Wärme führt [29, 196, 197]. Um den Einfluss der Prozess Temperatur auf die Materialeigenschaften deutlicher hervorheben zu können, wurden die Strangpressversuche daher mit einer geringen Umformgeschwindigkeit (Stempelgeschwindigkeit) von 0,6 mm/s durchgeführt. Im Vergleich zum Walzen führt beim Strangpressen der hohe Umformgrad zu einer zusätzlichen Erwärmung.

Aus den Pressdiagrammen (Abbildung 5.26) und den Presskräften (Abbildung 5.27) zeigen sich unterschiedliche Prozessbereiche, sowie unterschiedliche Begrenzungen der Strangpressbarkeit. Dieses Verhalten ist stark von der Legierung abhängig. Es konnte gezeigt werden, dass es bei AZ31, bei geringer Temperatur, zu einer Begrenzung der Prozessierbarkeit kommt, welche lediglich durch ein Maschinenlimit bedingt ist. Im Gegensatz zu AZ31 wird das Prozessfenster für die yttriumhaltigen Legierungen nicht durch das Maschinenlimit begrenzt, sondern durch ein Umformlimit des Materials. Dies zeichnet sich durch Schwankungen in der Presskraft, bzw. der Strangpressgeschwindigkeit (siehe Abbildung 5.27) und somit durch einen inhomogenen Materialfluss aus. Diese Schwankungen der Presskraft können auf einen verzögerten Abbau von Versetzungen, bzw. eine verzögerte

Rekristallisation zurückgeführt werden. Dabei verfestigt das Material partiell und eine höhere Presskraft wird benötigt, um den Werkstoff im plastischen Fließprozess zu halten. Der kleinere Prozessbereich für die yttriumhaltigen Legierungen, sowie die im Vergleich zu AZ31 deutlich höheren Presskräfte, sind begründbar mit einer verzögerten / unterdrückten, dynamischen Rekristallisation, bedingt durch das Zulegieren von Y zu Mg [33, 115].

Für W1 zeigte sich bis zu einer Temperatur von 325 °C ein inhomogenes Fließen. Durch das Zulegieren von Zink wird in WZ10 der Prozessbereich, in dem das Material inhomogen fließt, bis auf 375 °C erhöht. Meza-García et. al [58] begründeten dies bei Zn-Zr-haltigen Legierungen dadurch, dass es durch das Zulegieren von Zn während der Umformung zu einer Korngrenzenverfestigung kommt, welche die Fließspannung signifikant beeinflusst. Eine Erhöhung der Fließspannung von WZ10 im Vergleich zu W1 um +0,17 MN bei 325 °C bewirkt folglich eine begrenztere Prozessierbarkeit. Zudem zeigte sich auch in verschiedenen Studien, dass sich das Rekristallisationsverhalten in SE-haltigen Legierungen durch die Zugabe von Zn verzögert [22, 115].

Im Fließverhalten haben WZM100 und WZ10 bis zu einer Strangpresstemperatur vom 375 °C einen inhomogenen Materialfluss. Mn als Zulegierungselement ist eigentlich bekannt dafür die Prozessierbarkeit zu erweitern und zu verbessern, wie unter anderem Atwell et al. [94] darlegten. Ein erweitertes Prozessfenster konnte in dieser Arbeit durch Mn nicht festgestellt werden.

Durch das Zulegieren von Ca zeigte sich in der WZX100- und WZMX1000-Legierung eine Erweiterung des homogenen unteren Prozessbereiches von 375 °C auf 350 °C. In der Analyse der Mikrostrukturen (Abbildung 5.34, Abbildung 5.35) ist zu erkennen, dass Ca das dynamische Rekristallisationsverhalten deutlich beschleunigt.

Bei Korrelation der Ergebnisse der Mikrostruktur und des Fließverhaltens beim Strangpressen lässt sich feststellen, dass nur ein homogenes Materialfließen beobachtet werden kann, wenn die Mikrostruktur vollständig rekristallisiert ist. Das bedeutet, dass ein inhomogenes Fließen stets in Relation zu einem dynamisch nur teilrekristallisierten Gefüge steht.

Die Beeinflussung der Prozessierbarkeit durch die Legierungselemente, in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, unterscheidet sich im Vergleich vom Walz- und Strangpressprozess. Die Prozesse beim Walzen laufen, im Vergleich zum Strangpressen, vor allem statisch ab. Bei Betrachtung des Prozessbereichs zeigt sich für AZ31 und W1 das gleiche Temperaturfenster von 350 °C-500 °C. Durch das Zulegieren von Zn und oder Mn kommt es zu einer Begrenzung der Walzbarkeit von WZ10 und WZM100 auf 400 °C-500 °C. Dies kann auch hier, wie beim Strangpressen, mit dem anderen Verfestigungsverhalten durch das Zulegieren von Zn begründet werden [58]. Ca als Zulegierungselement in den Legierungen WZX100 und WZMX1000 begrenzt den walzbaren Temperaturbereich auf 450 °C-500 °C. Ein Grund könnte die Mg_2Ca Phase sein, die als spröde Phase bekannt ist [198, 199]. Laut Phasendiagramm (siehe Abbildung 5.2) bildet sich diese jedoch erst ab 325 °C. Ein Einfluss der Korngröße auf das frühe Versagen der Walzbrammen beim Walzen kann ausgeschlossen werden, da WZMX1000 im Vergleich zu WZ10 eine kleinere Korngröße hat. Folglich kann der Grund nur an einer veränderten Aktivität von Verformungsmechanismen, aufgrund von Ca oder an anderen Ausscheidungen, liegen. Eine Begrenzung des walzbaren Temperaturfensters, durch Zulegieren von Ca, konnte in der aktuellen Literatur nicht gefunden werden.

6.2 Einfluss des Herstellungsprozesses auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung

Es ist allgemein bekannt, dass die Textur und Mikrostruktur des Flachproduktes maßgeblich für eine gute Umformbarkeit bei Raumtemperatur verantwortlich sind. Daher ist es wichtig die Entwicklung der Textur und Mikrostruktur zu verstehen. Hierbei sind die im Herstellungsprozess ablaufenden Verformungs- und Rekristallisationsmechanismen bestimmend für die Texturen und Mikrostrukturen. Aus den Ergebnissen (Abschnitt 5.2 und 5.3) ist klar ersichtlich, dass es in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, aber auch der Legierung, zu deutlichen Unterschieden in den kristallographischen Gefügen kommt. Der genaue Zusammenhang mit den Halbzeugeigenschaften wird im Folgenden (Abschnitt 6.3) noch einmal im Detail erläutert.

Beim Walzen der Bleche handelt es sich prinzipiell um einen, im Vergleich zum Strangpressen, kalten Massivumformprozess der dadurch geprägt ist, dass die dynamische Rekristallisation eine untergeordnete Rolle bei der Mikrostrukturentwicklung spielt. Dies ist durch die Gefügebilder (Abbildung 5.5 bis Abbildung 5.10) belegt. Folglich ist die Gefügeentwicklung des Materials durch das Verformungsverhalten während des Walzstiches geprägt und wird während der Wärmebehandlung durch eine statische Rekristallisation verändert. Beim Strangpressen steht hingegen die dynamische Rekristallisation im Vordergrund, die oft zu einem hohen Rekristallisationsgrad führt, welcher durch den Massivumformprozess bedingt ist (Abbildung 5.30 bis Abbildung 5.35). Die Aktivität der Verformungsmechanismen, welche zur Texturentwicklung beitragen, wird beim Strangpressen durch die dynamische Rekristallisation weitestgehend verdeckt. Daher ist die Analyse der aktiven Verformungsmechanismen nur an den gewalzten Blechen möglich. Da beide Typen von Mechanismen, die aktivierten Verformungsmechanismen und die Rekristallisationsmechanismen, die finale Gefüge- und Texturentwicklung bestimmen, gilt es zwischen diesen beiden möglichst weitgehend zu unterscheiden.

6.2.1 Aktivität der Verformungsmechanismen und deren Effekt auf die Texturentwicklung

Um die Texturentwicklung zu verstehen, ist es wichtig die Aktivität der Verformungsmechanismen zu betrachten. Für die gewalzten Bleche aus AZ31 (Abbildung 5.11) zeigte sich in dieser Arbeit prinzipiell eine typische basale Textur, die durch eine bevorzugte Ausrichtung der Basalebene, parallel zur Blechebene, beschrieben werden kann. Die basale Textur wird generell durch die Aktivität von basaler $\langle a \rangle$ -Gleitung hervorgerufen [6, 17, 44].

Mit Zunahme der Walztemperatur kommt es bei den AZ31-Blechen zu einer Abschwächung der Texturintensität von 9,4 auf 5,5 m.r.d., sowie zu einer Aufspaltung der bevorzugten Lage der Basalebene in zwei Pole, mit Auslenkung zur Walzrichtung. Diese Abschwächung der (0002)-Polfigur der AZ31-Bleche, welche bei steigender Prozesstemperatur zu erkennen ist, erklären Huang et al. [200, 201] damit, dass bei erhöhter Temperatur der relative Anteil nicht-basaler Gleitmechanismen zunimmt und somit die Ausbildung einer strengen Orientierung der Basalebene, parallel zur Blechebene, gehemmt wird. Durch das Walzen bei hohen Temperaturen wird eine hohe Dichte von nicht basalen Versetzungen erzeugt, die eine Rotation der c-Achsen-Orientierung bewirken. Dies führt zu einer sichtbaren Ausbildung des Doppelpeaks, der in einer Abschwächung der Basallage resultiert. Die Entstehung dieses Doppelpeaks in Walzrichtung, der auch deutlich beim AZ31 Blech, gewalzt bei 500 °C (Abbildung 5.11), zu finden ist, wird in der Literatur auch mit einer aktiven $\langle c+a \rangle$ -Gleitung (temperaturabhängig) in Verbindung gebracht [136].

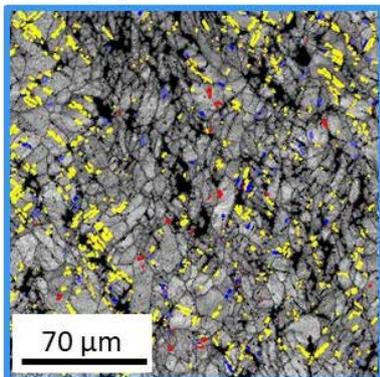
Neben den Gleitsystemen ist die Zwillingsbildung auch ein wichtiger Mechanismus für die Texturentwicklung, da dieser, neben der basalen Gleitung, der am einfachsten zu aktivierende

Verformungsmechanismus ist. Bei beiden Mechanismen (basale Gleitung und Zwillingsbildung) verläuft die Aktivierbarkeit athermisch, d.h. es gibt keine ausgeprägte Beeinflussung durch die Temperatur [65, 202].

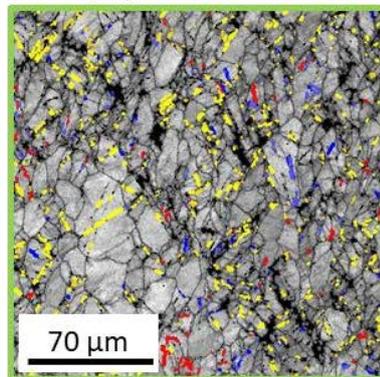
Allerdings lässt sich für die in dieser Arbeit gewalzten AZ31 Bleche ein deutlicher Einfluss der Walztemperatur auf den Zwillingsanteil feststellen. Dies wird in Abbildung 6.1 anhand der farblichen Indizierung der Zwillingsgrenzen in den Ausschnitten der EBSD-Messungen, sowie der Darstellung der Misorientierungswinkel, welche den Anteil verschiedener Zwillingsmodi im Gefüge widerspiegeln, aufgezeigt. Die EBSD-Messungen wurden gemäß der Beschreibung in Abschnitt 4.4.4 durchgeführt. Um die Abbildung übersichtlich zu halten, ist nur ein Ausschnitt aus der gesamten Messung dargestellt. Die $\{10\text{-}11\}+\{10\text{-}12\}<1\text{-}210>$ Doppelzwillinge (gelb, 38°) sind, unabhängig von der Walztemperatur, am häufigsten vertreten. Zwischen den Blechen, gewalzt bei 400°C und 450°C , zeigt sich kein signifikanter Unterschied. Der bei 500°C gewalzte Zustand weist hingegen einen erhöhten Anteil an $\{10\text{-}11\}<1\text{-}210>$ Druckzwillingen (blau, 56°) und $\{10\text{-}12\}<1\text{-}210>$ Zugzwillingen (rot, 86°) auf. Der größte Anteil entfällt auf die Doppelzwillinge und der kleinste auf die Zugzwillinge. Dies deutet darauf hin, dass die meisten Druckzwillinge sich durch anschließende Zugverzwillingung in Doppelzwillinge umgewandelt haben. Mit steigender Temperatur wird eine Vergrößerung der Zwillinge sichtbar. Dies korreliert mit einer Kornvergrößerung mit steigender Walztemperatur von $11,6\ \mu\text{m}$ zu $18,4\ \mu\text{m}$, für die bei 400°C bzw. 500°C gewalzten Bleche. Diese Kornvergrößerung findet während der Glühung zwischen den Walzstichen statt.

AZ31 gewalzt bei:

$T_w: 400^\circ\text{C}$
 KG: $11,6\ \mu\text{m}$



$T_w: 450^\circ\text{C}$
 KG: $12,4\ \mu\text{m}$



$T_w: 500^\circ\text{C}$
 KG: $18,4\ \mu\text{m}$

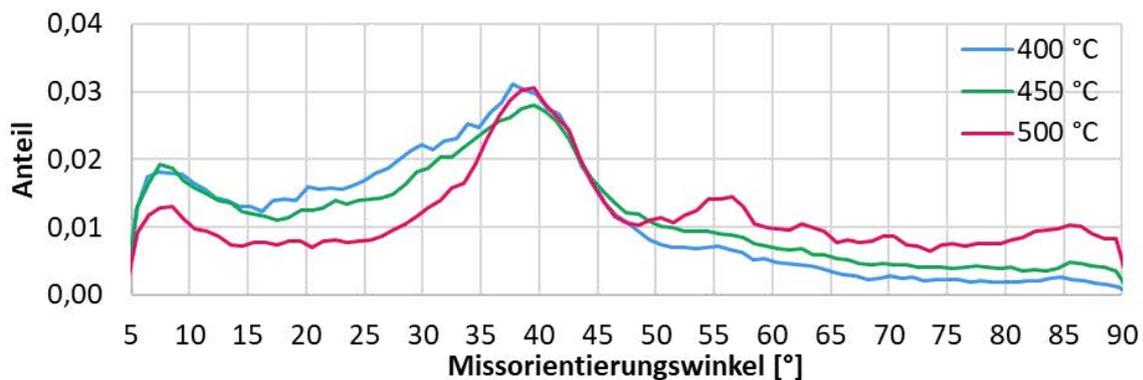
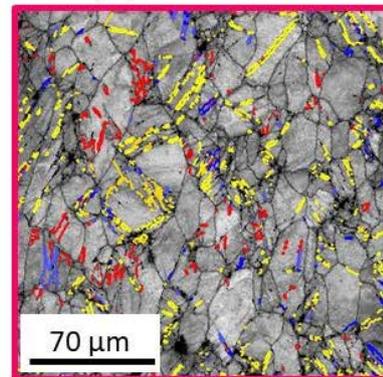


Abbildung 6.1: EBSD-Messungen der AZ31-Bleche gewalzt bei 400°C , 450°C und 500°C ; farbliche Hervorhebung der Zwillingsysteme: Druckzwillinge (Blau), Zugzwilling (Rot), Doppelzwillinge (Gelb); Diagramm der Misorientierungswinkel berechnet aus den EBSD-Daten [203]

Da die mechanische Zwillingsbildung als unabhängig von der Prozesstemperatur, also als athermisch, angesehen wird, siehe z.B. Jain oder Barnett et al. [69-71], ist der größere Anteil an Zug- und Druckzwillingen bei einer hohen Walztemperatur von 500 °C zunächst nicht plausibel.

Wenn während des Walzens eine Dehnungskomponente senkrecht zur c-Achse auftritt, berichten Huang et al. [204], können die {10-12}-Zugzwillinge leichter, in Körnern mit einer gekippten c-Achse, aktiviert werden. Darüber hinaus zeigten Azghandi et al. [205] anhand von gewalzten AZ31-Blechen mit verschiedenen Korngrößen, dass Kornfeinung zu einer geringerer Verzwilligung führt. Hier befördert die zunehmende Korngröße demnach die Zwillingsbildung und das Zwillingswachstum. Die Entwicklung der Mikrostruktur bei hoher Walztemperatur führt demnach zu grobkörnigen Mikrostruktur mit einer schwachen Basaltextur, die beim anschließenden Warmwalzstich eine vermehrte Aktivierung der Zwillingsysteme bevorzugen. Die Verzwilligung kann Spannungskonzentrationen aufgrund plastischer Inkompatibilitäten an den Korngrenzen abbauen und gespeicherte Dehnungsenergien verringern.

Anhand der Abbildung 6.2 wird für das AZ31-Blech bei einer Walztemperatur von 500 °C deutlich, dass vor allem die Druck- und Zugzwillinge eine breite Verteilung der Korneuorientierungen (Texturabschwächung) bewirken. Die Doppelzwillinge hingegen führen nur zu einer geringen Kippung in Walzrichtung. Folglich können die Doppelzwillinge auch ein Grund für die leichte Kippung der Basalflächen in Walzrichtung sein. Diese bevorzugte Zwillingsbildung resultiert, wie aus Abbildung 5.11 ersichtlich wird, in einer deutlichen Texturabschwächung mit Erhöhung der Walztemperatur. Die Texturabschwächung führt im geglühten AZ31 Blech zu einer signifikanten Verbesserung der Umformbarkeit.

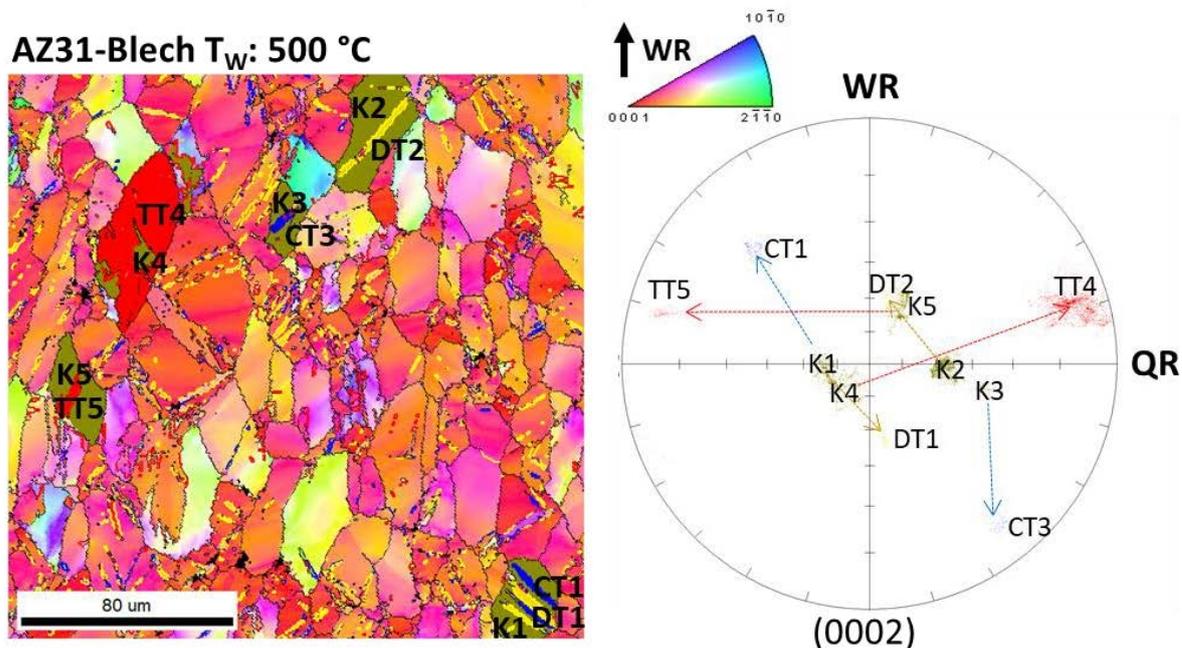


Abbildung 6.2: Zwillingsorientierungen für ein AZ31-Blech gewalzt bei 500 °C; Grün: Mutterkörner (K1-K5); Rot: Zugzwillinge (TT4, TT5); Blau: Druckzwillinge (CT1, CT3); Gelb: Doppelzwillinge (DT1, DT2) [203]

Im Gegensatz zum AZ31 Blech, zeigt das W1 Blech (Abbildung 5.12) keine Abnahme der Texturintensität bei Erhöhung der Walztemperatur. Zudem ist lediglich bei einer niedrigen Walztemperatur von 400 °C eine Aufspaltung der Pole zur WR gegeben. Diese geht mit steigender Temperatur verloren.

Es ist bekannt, dass Yttrium als Legierungselement dazu führt, dass sich die relative Aktivität von Verformungsmechanismen einerseits (Gleiten und Zwillingsbildung) und das Zusammenspiel mit den Rekristallisationsmechanismen andererseits verändert [33, 135, 172].

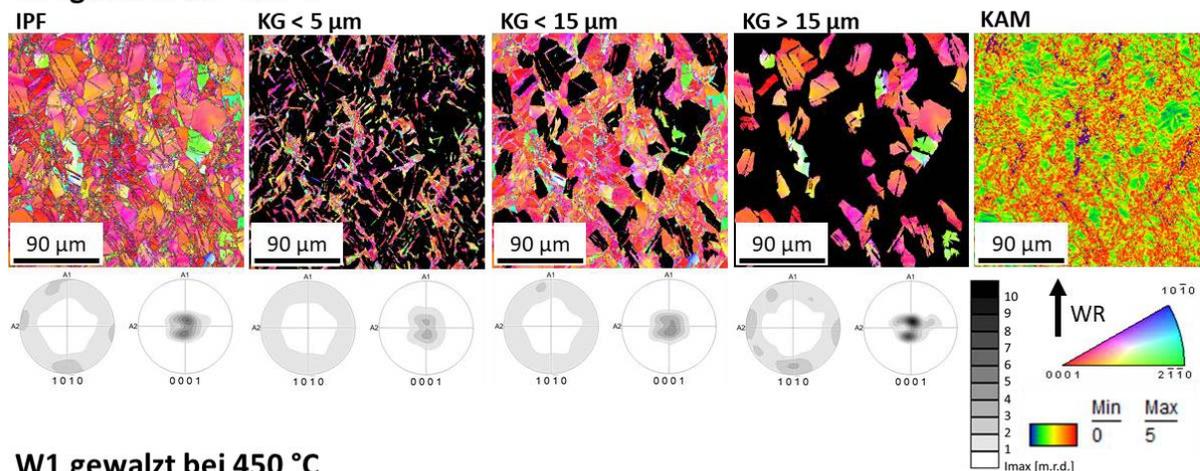
Sandlöbes et al. [23] berichteten, dass geeignete Zusätze von Y zu reinem Mg die Aktivität von Druck- und Doppelzwillingen, zusätzlich zum $\langle c+a \rangle$ -Gleiten, erhöhen. Diese Zunahme der Diversifizierung der Verformungsmodi führt zu einer homogeneren Spannungsverteilung und damit zu einer schwächeren Textur nach der Rekristallisation. Die Autoren vermuten auch, dass Y im Mischkristall die Stapelfehlerenergie auf den Basal- und Pyramidenebenen reduziert, wodurch die $\langle c+a \rangle$ -Gleitung leichter aktiviert werden kann [23, 206]. Hadorn et al. [115] legten dar, dass gelöste Y-Atome in der Mg-Matrix zu einer Verfestigung des Basalgleitsystems führen und die prismatische $\langle a \rangle$ Quergleitung gleichzeitig entfestigt und befördert wird. Es wird berichtet, dass eine derartige Änderung der Aktivität der Gleitmechanismen, eine kontinuierliche dynamische Rekristallisation begünstigen würde, die zu einer Abschwächung der basalen Textur führt. In dieser Studie für die W1-Bleche konnte hingegen keine Texturabschwächung bei Erhöhung der Walztemperatur aufgezeigt werden.

Auch bei den W1-Blechen (Abbildung 5.12) lässt sich der Doppelpeak in WR bei niedrigen Walztemperaturen mit einer höheren Aktivität der $\langle c+a \rangle$ -Gleitung korrelieren. Da bei hohen Walztemperaturen keine Orientierungsaufspaltung der Basalebenen in WR mehr vorhanden ist und es folglich zu keiner Texturabschwächung kommt, kann auf eine dynamische Erholung bzw. Rekristallisation des Gefüges zurückgeführt werden.

Für die W1-Bleche zeigt sich, dass basal ausgerichtete Kornorientierungen die nicht basal ausgerichteten Körner, im Zuge der Rekristallisation, verdrängen. In der Folge nimmt die maximale Polintensität der basalen Textur von 6.5 auf 7.6 m.r.d. zu. Diese Entwicklung, der bevorzugten Basallage bei höheren Prozesstemperaturen, begründeten Hantzsche et al. [31, 60] damit, dass durch Yttrium die Verformungsmechanismen beeinflusst werden und dass die Keimbildung neuer Körner während des Umformens verstärkt wird. Folglich wird ein Einfluss auf die dynamische Rekristallisation genommen, die mit steigender Temperatur deutlich zunimmt und auf diese Weise die Entwicklung der bevorzugten Basallage befördert. Aus den vorherigen Erläuterungen ist bekannt, dass eine Basallage nicht förderlich für eine gute Umformbarkeit ist.

Abbildung 6.3 verdeutlicht die Texturentwicklung der W1-Legierung anhand verschiedener Kornfraktionen in einer EBSD-Messung, für die bei 400 °C und 450 °C gewalzten Bleche. Dabei wurden die IPF-Karten und die zugehörigen Texturen hinsichtlich orientierungsabhängiger Kornwachstumspräferenzen untersucht. Zudem wurde eine KAM-Analyse durchgeführt, die ein Maß für den Deformationsgrad darlegen. Für das bei 400 °C gewalzte Blech lässt sich in Abhängigkeit der Korngröße kein Unterschied in den entwickelten Texturkomponenten feststellen. Die Aufspaltung der basalen Pole zur WR ist bei den größten Körnern ($K_G > 15 \mu\text{m}$) besonders ausgeprägt. Die KAM-Analyse zeigt ein stark verformtes Gefüge mit einem deutlichen Anteil an Scherbändern (rote Bereiche) in der Struktur. Die Scherbandbildung ist ein typischer Verformungsmechanismus von Y-haltigen Legierungen, wie Sandlöbes et al. [23, 127] darlegten und ermöglicht es, im Vergleich zu reinem Magnesium, einen größeren Teil der Verformung homogen im Gefüge aufzunehmen. Mit Erhöhung der Walztemperatur (hier 450 °C, Abbildung 6.3 unten) kommt es einerseits zu der bereits genannten Zunahme der Korngröße (14 auf 23 μm) und andererseits zu einer geringeren Ausprägung der lokalen Misorientierung (KAM). Bei der korngrößenabhängigen Texturentwicklung zeigt sich ein signifikanter Unterschied. Mit Zunahme der Korngröße ist die Verbreiterung der Basalflächen zur WR immer geringer ausgeprägt. Bei den großen Körnern ($> 15 \mu\text{m}$) bildet sich eine starke basale Textur aus. Dies weist darauf hin, dass bei Temperaturen oberhalb der 400 °C die dynamische Erholung und Rekristallisation die Texturausbildung über den Einfluss der Verformungsmechanismen hinaus beeinflussen.

W1 gewalzt bei 400 °C



W1 gewalzt bei 450 °C

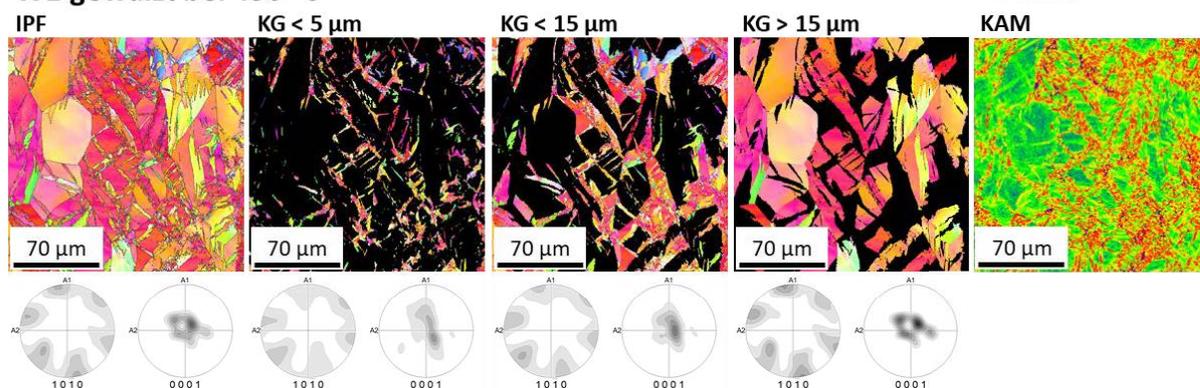


Abbildung 6.3: EBSD-Messungen zur Darstellung der IPF und KAM der W1-Bleche gewalzt bei 400 °C und 500 °C; sowie korngrößenabhängige Unterteilung der IPF und Textur

Somit tragen verschiedene Mechanismen zur Texturausbildung beim AZ31 und W1 Blech bei, wodurch es in Abhängigkeit der Legierung und mit Erhöhung der Walztemperatur, entweder zu einer Zunahme oder Abnahme der Texturintensität kommt. Dies wirkt sich folglich auch auf die Umformbarkeit aus. Durch das Zulegieren von Zn zu W1 kommt es bei WZ10, sowie auch bei den anderen modifizierten WZ10-Legierungen, WZM100, WZX100, WZMX1000, zu einer Veränderung der Walztextur. Alle zeigen in ähnlicher Weise, unabhängig der Walztemperatur, in der (0002)-Polfigur eine Aufspaltung der basalen Ebenen zur WR (Abbildung 5.13 bis Abbildung 5.16). Diese Veränderung der Textur wurde in vielen Studien [24, 26, 32, 81] für modifizierte Mg-Zn-Basislegierungen gefunden, welche ein weiteres Zulegieren mit Y, Elementen der Seltenen Erden oder Ca enthielten. Kim et al. [22] begründeten die Texturentwicklung damit, dass die Stapelfehlerenergie für eine Mg-Zn-Y Legierung erheblich geringer ist, als die der binären Mg-Y-Legierung. Dadurch kommt es während des Zwischenglühens der Walzbrammen zur Bildung von Stapelfehlern entlang der (0002)-Ebenen und anschließend zu Segregation von Zn- und Y-Atomen an den Stapelfehlern. Dies führt zu einer erheblichen Verzögerung der Erholung und des Rekristallisationsprozesses. Durch das behinderte Kornwachstum wird die Orientierung der Rekristallisationskeime, bzw. der Verformungstextur besser beibehalten. Folglich kommt es auch bei hohen Walztemperaturen zur Ausbildung einer starken Verformungstextur (Doppelpeak in WR).

Ein weiterer Effekt von Ca oder Mn auf die Texturentwicklung der modifizierten WZ10-Legierungen (WZM100, WZX100, WZMX1000) konnte nicht nachgewiesen werden. Was darauf hindeutet, dass es im Vergleich zu WZ10, keine ausgeprägte Veränderung in der Aktivität der Verformungsmechanismen gibt. Dies ist vor allem deshalb interessant, da bekannt ist, dass auch Ca und Zn in Kombination die Aktivität der Prismengleitung fördern [43, 44]. Die Prismengleitung würde theoretisch zur Ausbildung

einer Querkomponente in der (0002)-Polfigur führen, welche aber in den Texturen von WZX100 (Abbildung 5.15) und WZMX1000 (Abbildung 5.16) nicht festzustellen ist.

6.2.2 Texturentwicklung durch die statische Rekristallisation der gewalzten Bleche

Die Massivumformung führt zur Bildung von Versetzungen und Zwillingen (Defektdichte) und erhöht somit die im Material gespeicherte innere Energie. Bei der anschließenden Wärmebehandlung kommt es, aufgrund von Erholung, zu einer Verringerung der inneren Energie. Bei diesem Prozess werden innere Spannungen abgebaut und es finden auch Keimbildungs- und Wachstumsprozessen statt, wodurch neue Körner mit neuen Orientierungen (Texturen) gebildet werden. Dieser Prozess der Neuausbildung des Gefüges, ohne das Einbringen von zusätzlicher Verformung, wird als statische Rekristallisation bezeichnet.

Die Ausbildung eines neuen Gefüges, aufgrund von statischer Rekristallisation, während des Walzprozesses, wird in Abschnitt 6.2.5 hinsichtlich der temperaturabhängigen Korngrößenentwicklung besprochen. Diese wiederum wurde als Einflussfaktor für die Aktivierung der Verformungsmechanismen (Zwillinge) erörtert.

Neben der Kornstruktur, bzw. der Korngröße (siehe 6.2.5), hat die statische Rekristallisation auch einen Einfluss auf die Texturentwicklung. Die Entwicklung der Rekristallisationstextur ist von der Orientierungsverteilung in der zugrundeliegenden Verformungstextur (Aktivität der Verformungsmechanismen siehe Abschnitt 6.2.1) abhängig. Hier können die Zwillinge einen signifikanten Einfluss auf die Texturentwicklung und konkreter auf die Texturabschwächung nehmen. Dies wurde für ein gewalztes Blech an einer Mg-Zn-Ca-Legierung dargelegt und die Abschwächung der Textur, mittels einer Randomisierung der Orientierungsverteilung, durch lokal ausgeprägte Zwillingsumorientierungen erklärt [24].

Für das AZ31-Blech (Abbildung 5.11) wird der Einfluss der statischen Rekristallisation, bzw. der Wärmebehandlung auf die Textur besonders deutlich. Die höhere Anzahl an Zwillingen bei höheren Walztemperaturen (siehe Abbildung 6.1), vor allem an Zugzwillinge (Abbildung 6.2), führen dazu, dass es zu einer deutlichen Texturabschwächung durch die Wärmebehandlung von 5,5 auf 4,0 m.r.d. für das bei 500 °C gewalzte Blech, im Vergleich zu 9,4 auf 9,1 m.r.d. für das bei 400 °C gewalzte Blech kommt. Diese Texturabschwächung resultiert in einer Erhöhung des Erichsenwertes von 3,0 mm auf 6,1 mm.

Studien haben gezeigt [24, 207], dass Zwillinge und Zwillingsgrenzen als dominante Keimbildungsstellen während der statischen Rekristallisation von Mg-Legierungen dienen, wodurch die signifikante Texturabschwächung mit erhöhtem Zwillingsanteil begründet werden kann.

In den Y-Zn-haltigen Legierungen zeigen die (0002)-Polfiguren eine Aufspaltung der basalen Pole in Verformungsrichtung (siehe Abschnitt 6.2.1), als Resultat des Walzprozesses. Durch die anschließende Wärmebehandlung, also der statischen Rekristallisation, kommt es zur Bildung einer für SE-haltige Legierungen typische Querkomponente (SE-Komponente). Die Wärmebehandlung führt hingegen bei den W1 Blechen zu einer deutlichen Texturabschwächung der basalen Komponente aber nicht zur Ausbildung der SE-Texturkomponente.

Die Mechanismen, durch die sich diese SE-Texturkomponente (Doppelpeak in QR) im Zuge der thermomechanischen Verarbeitung entwickelt, sind nicht eindeutig bekannt. Vorgeschlagene Mechanismen sind die Aktivierung von nichtbasalen Gleitsystemen [151], Doppelzwillingsbildung [208], Scherbandkeimbildung [106], oder ein selektives Wachstum von Rekristallisationskeimen, aufgrund von gelösten Atomen an bestimmten Korngrenzen [26]. Basu et al. [106] nehmen an, dass

ein hohes Maß an Elementsegregation (z.B. von Y und Zn an den Korngrenzen) deren Beweglichkeit orientierungsabhängig beeinflusst und hier zwischen basal- und nicht-basal-orientierten Körnern unterschieden werden muss. Damit ist ein bevorzugtes Wachstum der SE-Orientierungen abzuleiten, die dadurch die Texturentwicklung bestimmen. Auch der Unterschied zwischen der Textur, der W1-Bleche und der Zn-Y-haltigen Bleche kann über diesen Mechanismus begründet werden. Folglich lässt sich deuten, dass sich aufgrund von Segregation dieser gelösten Stoffe, die SE-Textur an Versetzungen und Korngrenzen bildet und für die Entwicklung der Rekristallisationsstruktur des Gefüges verantwortlich ist. Daraus resultiert eine Veränderung der Grenzflächeneigenschaften, wie Energie und Mobilität, was wiederum dazu führt, dass im Zuge der Rekristallisation und des Kornwachstums unterschiedliche Kornorientierungen bevorzugt werden. Dies hat zur Folge, dass sich durch die Wärmebehandlung (SRX) die SE-Textur (Querkomponente) ausbildet.

Nur für die bei 400 °C gewalzten WZ10 und WZM100 Bleche zeigt sich nach der Wärmebehandlung eine zusätzliche Texturkomponente. Hier bleibt, zusätzlich zu der SE-Texturkomponente (Doppelpeak in QR), auch der Doppelpeak mit Auslenkung zur WR, also die ursprüngliche Verformungskomponente, stabil. Dieser Zwischenzustand hat einen quadrupolen Charakter und wird infolgedessen als quadrupole Textur ausgezeichnet. Texturen dieser Art wurden auch für andere Blechlegierungen, Mg-Zn-(Y, Ce, Sc) oder Mg-Al-Ca-Mn-Zn, gefunden [25, 27, 32, 40] und werden häufig mit einer hohen biaxialen Umformbarkeit in Verbindung gebracht. Auch in dieser Studie konnte dargestellt werden, dass Bleche mit einer quadrupolen Textur die höchsten Erichsenwerte besitzen (Abschnitt 6.3.2.2). Im Gegensatz dazu zeigt die (0002)-Polfigur der bei 450 °C und 500 °C gewalzten Bleche nach der Wärmebehandlung nur die SE-Texturkomponente (Doppelpeak in QR) und darüber hinaus eine deutlich geringere Umformbarkeit.

In Abbildung 6.4 wird der Einfluss der Walztemperatur und der statischen Rekristallisation auf die Texturentwicklung detailliert erläutert. Hierfür sind EBSD-Orientierungskarten und die zugehörigen Texturen der wärmebehandelten WZ10-Bleche, gewalzt bei 400 °C (links) und 500 °C (rechts), dargestellt. Die korngößenabhängige Texturentwicklung wurde hierbei anhand der mittleren Korngröße unterteilt. Für das bei 400 °C gewalzte Blech ist zu erkennen, dass bei Betrachtung der Kornwachstumspräferenz, die Basalebene der Körner größer als 35 µm bevorzugt zur WR ausgelenkt sind. Dies steht im Gegensatz zu den kleinen Körnern, die hauptsächlich zur QR orientiert sind. Für das bei 500 °C gewalzte Blech sind hingegen die Basalebene aller Körner (unabhängig der Korngrößenunterteilung) hauptsächlich zur QR orientiert. Hieran wird eine Wachstumspräferenz deutlich, die die ursprüngliche Orientierung bevorzugt.

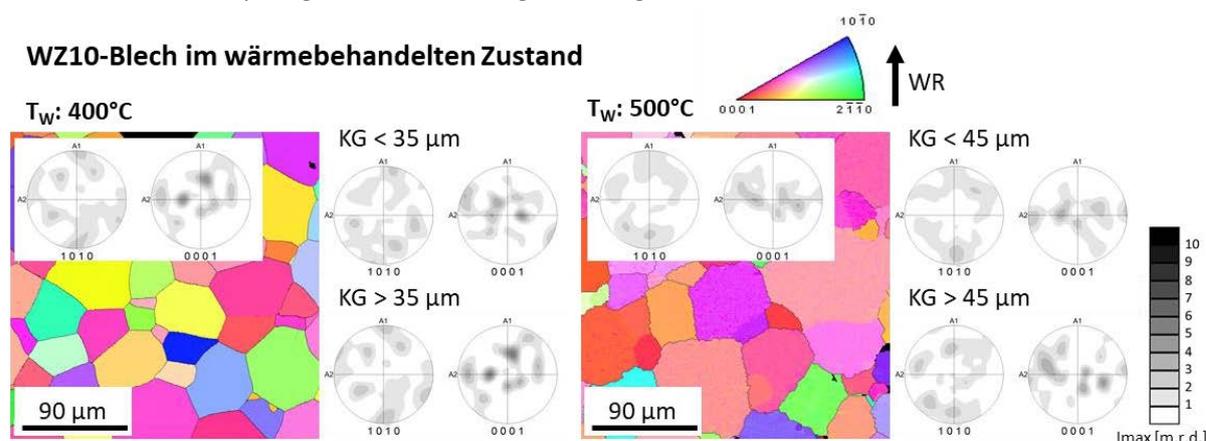


Abbildung 6.4: EBSD-Orientierungskarte und die zugehörigen Texturen der wärmebehandelten WZ10-Bleche, gewalzt bei 400 °C (links) und 500 °C (rechts); Korngößenabhängige Texturentwicklung unterteilt nach der mittleren Korngröße

Zur Verdeutlichung, welchen Einfluss die Walztemperatur auf die Texturentwicklung hat, sind KAM-Analysen der WZ10-Bleche im gewalzten Zustand in Abbildung 6.5 dargestellt. Sie zeigen anhand einer Farbskala die durchschnittliche Fehlorientierung um einen Messpunkt, in Bezug auf eine definierte Gruppe von nächsten Nachbarpunkten. Hierbei wird in blau (0°) eine geringe und in rot (5°) eine hohe Fehlorientierung im Gefüge dargestellt. Zu erkennen ist, dass mit geringer werdender Walztemperatur die Verfestigung (rot) im Gefüge deutlich zunimmt. Wodurch die Orientierungsverteilung für Kornnukleationspunkte zur Bildung der Doppelpack Komponente in WR verstärkt wird und dadurch der veränderte Rekristallisationsmechanismus zu einer Veränderung der Texturentwicklung führt. Die KAM-Analysen ermöglichen folglich die Annahme, dass der temperaturbedingte Verfestigungsgrad (Deformationsgrad), also ein Maß für die verbleibende Versetzungsdichte in Gefüge, ausschlaggebend für die quadrupole Texturentwicklung ist.

WZ10-Blech im gewalzten Zustand

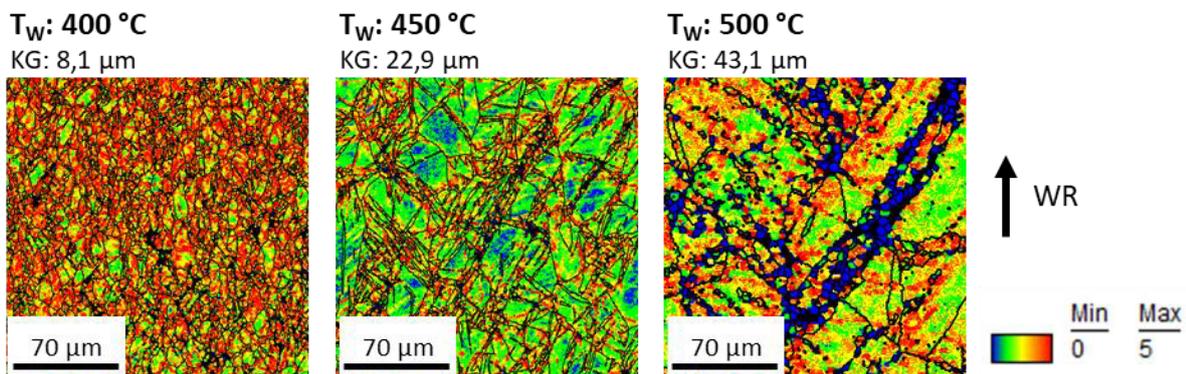


Abbildung 6.5: KAM-Analyse aus EBSD-Messung der WZ10-Bleche gewalzt bei 400 °C, 450 °C, 500 °C

Darüber hinaus hat sich gezeigt, dass die Aktivierung und das Wachstum von Zwillingen von der Korngröße abhängt und bei kleineren Körnern begrenzter ist [75]. Wenn Zwillinge in ihrem Auftreten weniger bedeutsam sind und daher während der Rekristallisation nur eine untergeordnete Wirkung haben, kann dies zu einer weniger bedeutenden Abschwächung der jeweiligen Texturkomponente führen. Darüber hinaus führt die Korngrenzenbildung von Körnern und entsprechenden Bandstrukturen (d. h. Bänder, die nicht von Zwillingen herrühren) nicht zu einer signifikanten Änderungen der Textur [33].

Es konnte somit dargelegt werden, dass ein hoher Verformungsgrad in gewalzten Blechen ausschlaggebend für die Bildung der quadrupolen Textur ist. Dieser hohe Verformungsgrad kann überdies nur bei Walztemperaturen unter 450 °C erreicht werden. Dies bedeutet für die Umformbarkeit der WZ10-Legierungen und der modifizierten WZ10-Legierungen, dass das Walzen bei niedrigen Temperaturen, aufgrund der quadrupolen Texturausbildung, förderlich für einen hohen Erichsenwert ist. Da WZX100 und WZMX1000 nicht bei 400 °C (da 450 °C untere Prozessgrenze) gewalzt werden konnten, ist es in diesen Legierungen nicht möglich die quadrupole Textur auszubilden und daher wurden im Vergleich zu WZ10 und WZM100 auch nur eine geringe Umformbarkeit erreicht. Der Grund für die begrenzte Walzbarkeit der Ca-haltigen Legierungen wurde bereits in Abschnitt 6.1 aufgezeigt.

6.2.3 Texturentwicklung beim Strangpressen (DRX)

Im Gegensatz zum Walzprozess, der bevorzugt eine Kaltverformung bewirkt, welche ohne ausgeprägte dynamische Rekristallisation stattfindet und von einer nachfolgenden statischen Rekristallisation dominiert wird, bietet der Strangpressprozess die Möglichkeit den Einfluss der dynamischen Rekristallisation auf die Mikrostruktur- und Texturausbildung genauer zu beleuchten.

AZ31 weist beim Strangpressen durch die dynamische Rekristallisation eine Entwicklung mit steigender Temperatur von der basalen $\{0001\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente mit einer $\langle 0001\rangle//\text{NR}$ Faser hin zur prismatischen $\{10\text{-}10\}\langle 11\text{-}20\rangle$ Komponente mit ausgeprägter $\langle 10\text{-}10\rangle//\text{SR}$ Faser auf.

Bei einer Strangpresstemperatur unter $400\text{ }^\circ\text{C}$ dominieren, wie auch beim Walzen von AZ31, die basalen Komponenten die Textur, bei denen die c-Achse senkrecht zur Blechebene orientiert ist. Wie sowohl in Abbildung 6.6 (a) für $200\text{ }^\circ\text{C}$ als auch in Nienaber et al. [29] gezeigt werden konnte, überwiegt die $\{0001\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente in der nicht rekristallisierten Gefügefraktion ($\text{GOS} > 1$). Durch die Wärmebehandlung und durch höhere Prozesstemperaturen kommt es zu einer Rotation um 30° um die c-Achse der $\{0001\}\langle 10\text{-}10\rangle$ Komponente. Dementsprechend ist die $\{0001\}\langle 11\text{-}20\rangle$ -Komponente häufiger vertreten. Diese Art von basalen Komponenten und Fasern (Abbildung 2.11) sind typisch für AZ31 und auch die leichte Aufspaltung der basalen Pole in Strangpressrichtung ist charakteristisch [19, 131-133]. Die Bildung der basalen Komponenten erfolgt durch das basale $\langle a\rangle$ -Gleitsystem entlang der gegebenen Verformungsrichtung. Dies führt dazu, dass die Basalflächen in der Bandebene ausgerichtet werden [136, 209, 210]. Die Aufspaltung des Basalpols in Verformungsrichtung wurde auf die Aktivität der pyramidalen $\langle c+a\rangle$ -Gleitung [19, 135] oder auf Doppelzwillinge zurückgeführt, wie dies auch beim Walzen (siehe Kapitel 6.2.1) der Fall ist.

Anders als beim Walzen, dominiert beim Strangpressen die basale $\{0001\}\langle 10\text{-}10\rangle$ oder $\{0001\}\langle 11\text{-}20\rangle$ Komponente nicht alle Texturen von AZ31. Bei höheren Strangpresstemperaturen, für AZ31 ab $400\text{ }^\circ\text{C}$ und für die Mg-Y-Zn-haltigen Legierungen (WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000) ab $450\text{ }^\circ\text{C}$, bildet sich eine prismatische Komponente oder Faser aus. Es kommen also vermehrt Körnern vor, bei denen die c-Achsen parallel zur Bandnormalen ausgerichtet sind oder bei denen die Basalflächen in QR gekippt sind. In Abbildung 6.6 (b) ist dieser Zustand für das bei $500\text{ }^\circ\text{C}$ stranggepresste AZ31 dargestellt. Hier ist zu erkennen, dass größere Körner ($\text{KG} > 35\text{ }\mu\text{m}$) eher zu einem höheren Kippwinkel in Querrichtung neigen als die kleineren Körner ($\text{KG} < 35\text{ }\mu\text{m}$). Folglich zeigt sich, dass die Dominanz der $\{10\text{-}10\}\langle 11\text{-}20\rangle$ Komponente vom dynamischen Kornwachstum abhängig ist, bei dem sich diese Orientierung durch ein bevorzugtes Kornwachstum bildet.

AZ31 stranggepresst bei:

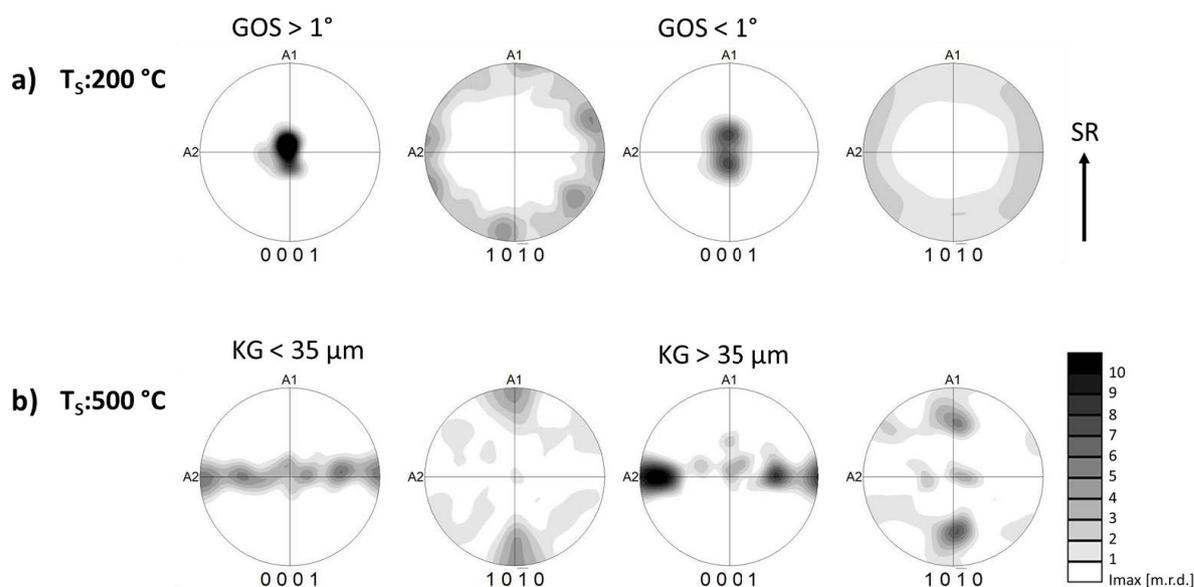


Abbildung 6.6: Texturentwicklung von AZ31 stranggepresst bei a) $200\text{ }^\circ\text{C}$ und b) $500\text{ }^\circ\text{C}$; aus EBSD-Daten; angelehnt an [203]

Die Bildung der Prismenkomponente wird von Imandoust et al. [141] und Tang et al. [142] auf eine höhere Aktivität der Prismengleitung zurückgeführt. Jiang et al. [4] legten hingegen nahe, dass nicht die Prismengleitung der Hauptgrund für die Ausrichtung der Basalebene sei, sondern, dass die

Variationen der Basaltextur hauptsächlich auf die Zwillingsbildung und das anschließende kontinuierliche (cDRX) und diskontinuierliche (dDRX) dynamische Rekristallisationsverhalten während des Strangpressens zurückgeführt werden kann. Dieses hängt mit den Verformungsbedingungen, wie Temperatur und Dehnung, zusammen. An direkt stranggepressten AZ31-Rundstäben wurde gezeigt, dass sowohl {10-11} Druck- als auch {10-12} Zugzwillinge in der frühen Phase des Strangpressens in verschiedenen ursprünglichen Körnern aktiv sind. Verschiedene Varianten an Druckzwillingen führten dazu, dass die entsprechenden ursprünglichen Körner durch den cDRX-Prozess in Richtung der nicht-Faser-Orientierung neu ausrichteten werden und weiter mit Hilfe von basalen <a>- und prismatischen <a>-Gleiten zur Bildung der {10-10}-Faserkomponente in der frühen Phase des Strangpressens führen. Dieser Befund von Jiang et al. [4], der aufzeigt, dass durch die cDRX die Prismenkomponente bzw. Prismenfaser gebildet wird, stimmt mit den Ergebnissen der Mikrostrukturanalyse der stranggepressten AZ31-Bänder aus dieser Arbeit überein (Abbildung 5.30). Hier konnte beobachtet werden, dass mit steigender Strangpresstemperatur, die Globularität des Gefüges deutlich abnimmt. Wie Yi et al. [18] berichteten, entstehen durch die dDRX hauptsächlich globulare Körner, während durch die cDRX diese Globularität abnimmt und die Kornform tendenziell longitudinal in Strangpressrichtung gestreckt wird. Dieser Befund korreliert mit der Texturentwicklung auf Basis einer cDRX. Da jedoch von einer Interaktion mehrerer Mechanismen auszugehen ist, ist die Annahme plausibel, dass neben der cDRX auch ein höherer Anteil von aktiver Prismengleitung zur Bildung der {10-10}<11-20> Komponente bzw. der <10-10>//SR Faser führt.

Im Vergleich zum Walzen kommt es beim Strangpressen von AZ31 zwar zu einem größeren Spektrum an Texturkomponenten, jedoch ist dies für eine hohe Umformbarkeit und eine geringe Streckgrenzenanisotropie nicht förderlich, siehe Abschnitt 6.3.

Die Texturentwicklung der yttriumhaltigen Legierungen (Abbildung 5.37 bis Abbildung 5.41) zeigt eine deutliche Abhängigkeit von dem Rekristallisationsgrad des Gefüges (siehe Abschnitt 6.2.6.). Bei einem vollständig rekristallisierten Gefüge, sowie bei niedrigeren Prozesstemperaturen (bis 400 °C), zeigt die (0002)-Polfigur einen Doppelpeak in SR, die so genannte "Seltene-Erden-Texturkomponente". Gängige Beispiele für die SE-Texturen sind die beim Strangpressen von Rundprofilen gebildete <11-21>//SR Faser [30, 55, 126] und bei Flachprofilen ein Doppelpeak in SR ({0001}<11-20> Komponente um 30°-45° von NR in ± SR gekippt) [29, 121, 134, 152]. Auch durch den Walzprozess, dort als Ergebnis einer statischen Rekristallisation, kann sich die SE-Komponente bilden. Hierbei handelt es sich um einen Doppelpeak in QR ({10-10}<11-20> Komponente um 30° von QR in NR gekippt) [24, 32, 81, 211], der sich nicht durch den Prozess, sondern erst durch eine anschließende statische Rekristallisation (Wärmebehandlung) bildet. Im Vergleich zum Walzen bildet sich die SE-Komponente beim Strangpressen schon im Prozess (dynamisch) und ist durch eine statische Glühung nicht mehr signifikant veränderbar.

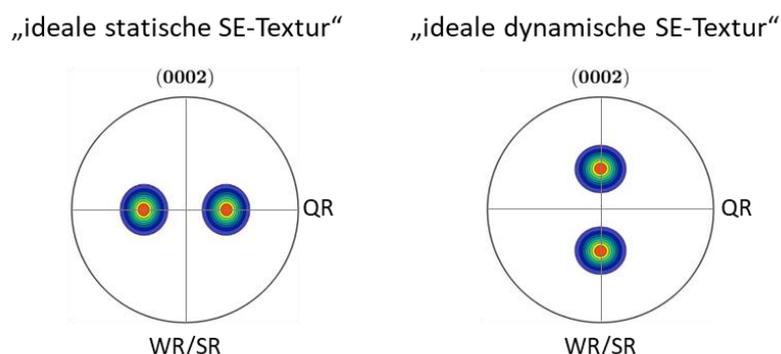


Abbildung 6.7: (0002)-Polfigur der idealen statischen und dynamischen SE-Textur (eigene Berechnung mit MTEX)

Die Ausbildung der unterschiedlichen SE-Texturen, siehe Abbildung 6.7, ist offenbar auf die verschiedenen Rekristallisationsmechanismen (SRX, DRX) zurückzuführen, die dafür verantwortlich sind, ob sich eine „dynamische SE-Textur“ oder eine „statische SE-Textur“ ausbildet. Es ist auch anzunehmen, dass die unterschiedlichen Rekristallisationsmechanismen zudem der Grund dafür sind, warum sich bei der W1-Legierung die SE-Textur nicht beim Walzen (Abbildung 5.12), wohl aber beim Strangpressen (Abbildung 5.37) bildet.

Die mögliche Herkunft der „statischen SE-Textur“ wurde bereits für die gewalzten Bleche (Abschnitt 6.2.2) diskutiert. Für die „dynamische SE-Textur“ bestätigen Barnett et al. [101] (für ME21) und Bohlen et. al [55] (für verschiedene Mg-Mn-SE-Legierungen), dass der rekristallisierte Teil der Mikrostruktur beim Strangpressen immer eine SE-Komponente $\langle 11\bar{2}1 \rangle // SR$ („dynamische SE-Textur“) aufweist.

Es wurde anhand der Ergebnisse gezeigt, dass für die Y-haltigen stranggepressten Legierungen, W1, WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000 (Abbildung 5.37 bis Abbildung 5.41), die statische Rekristallisation (anschließende Wärmebehandlung) keinen Einfluss auf die Texturentwicklung mehr hat, wenn sich die SE-Textur beim Strangpressen bereits durch die Prozessführung, also durch die dynamische Rekristallisation, bildet. Dies steht stets in Zusammenhang mit einem vollständig dynamisch rekristallisierten Gefüge. Es kann nur eine Abschwächung der Texturintensität aufgrund von Kornwachstum stattfinden.

Es stellt sich zudem heraus, dass sich bei hohen Temperaturen neben der Verbreiterung der Basalflächen in QR, ein Intensitätsmaximum mit Kippung zur SR, ausbildet, wobei der resultierende Kippwinkel jedoch von der Legierung abhängt. Anzunehmen ist, dass ab Temperaturen über 450 °C die Selten-Erden-Elemente, oder auch Y bzw. Zn, ihren Effekt auf die Texturentwicklung verlieren und eine Begrenzung der Korngrenzmobilität durch diese Elemente (Solute-Drag) nicht mehr ausgeprägt gegeben ist, sodass anderen Mechanismen die Texturentwicklung bestimmen [212].

Es zeigt sich also, dass sich die im Prozess dynamisch entstandene Textur nicht durch eine anschließende Wärmebehandlung verändern lässt, wenn ein vollständig dynamisch rekristallisiertes Gefüge bereits vorliegt. Die durch die dynamische Rekristallisation entstandenen Texturen, z.B. Doppelpeak in SR, sind aufgrund der fehlenden symmetrischen Verteilung der Basallagen, nicht förderlich für eine gute Umformbarkeit.

Die höchste Umformbarkeit konnte hingegen in Flachprodukten mit Texturen erreicht werden, bei denen sich durch die anschließende Wärmebehandlung die quadrupole Textur ausgebildet hat. Diese Entstehung wird im Folgenden genauer beleuchtet.

6.2.4 Quadrupole Texturausbildung durch die Kombination aus dynamischen und statischen Rekristallisationsmechanismen

Für die bei 300 °C bis 375 °C stranggepressten WZ10 und WZM100 Bänder (Abbildung 5.38 und Abbildung 5.39) zeigt die (0002)-Polfigur, durch eine anschließende statische Rekristallisation (Wärmebehandlung), eine quadrupole Textur. Um diese Entstehung zu erläutern, sind EBSD-Messungen für die bei 325 °C stranggepressten WZ10 und WZM100 Bänder in Abbildung 6.8 dargestellt. Sie zeigen beide im dynamisch rekristallisierten Gefügeanteil ($GOS < 1^\circ$) die bereits beschriebene dynamische SE-Komponente (Doppelpeak in SR). Im nicht rekristallisierten Gefügeanteil ($GOS > 1^\circ$) zeigen sich zwei Komponenten, die sich aber nicht wesentlich voneinander unterscheiden. Die basale $\{0001\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ Komponente (WZ10) ist bereits aus dem nicht rekristallisierten Gefüge von AZ31 (200 °C) (Abbildung 6.6) bekannt. Bei WZM100 erscheint diese basale Komponente mit einer leichten Kippung um ca. 30 ° in Querrichtung. Diese gekippte Komponente zeichnet sich durch 4 Maxima in der (10-10)-Polfigur aus und wurde bereits in Nienaber et al. [29] als

Verformungskomponente bzw. Verformungstextur stranggepresster Magnesiumlegierungen ausgewiesen.

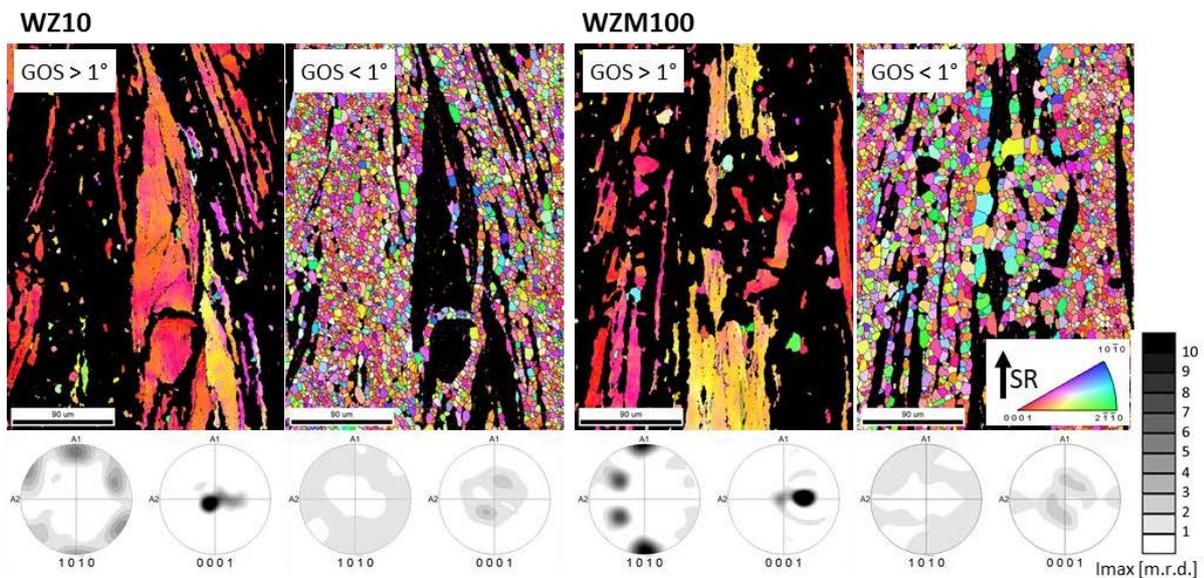


Abbildung 6.8: EBSD-Orientierungskarte mit zugehörigen Texturen separiert nach GOS für WZ10 und WZM100 stranggepresst bei 325 °C; Unterteilung der Gefügefraktionen in GOS>1° (verformtes Gefüge) und GOS<1° (dynamisch rekristallisiertes Gefüge)

Diese spezifische Ausrichtung der Verformungskomponente erfordert für die Sichtbarkeit ein flaches Profil und ist bei einem runden Profil, aufgrund der Symmetrie, nicht zu erkennen. In stranggepressten Rundprofilen zeichnet sich die Verformungstextur durch eine starke prismatische Faser, mit einer hohen Intensität der (1010)-Polfigur entlang der SR, aus [4, 18, 30, 37, 213] und lässt sich somit nicht direkt von einer Rekristallisationskomponente unterscheiden.

Beim Walzen wurde gezeigt, dass anstelle eines bevorzugten basalen Gleitens, ein bevorzugtes prismatisches Gleiten mit der Bildung der Verformungskomponente in Einklang steht [19]. Für stranggepresste Rundprofile bewiesen Jiang et al. [213], dass auch hier prismatisches $\langle a \rangle$ -Gleiten der Haupteffekt für die Auslenkung der basalen Komponenten (Abbildung 6.8 WZM100) ist. Er zeigte, dass sich in den dynamisch rekristallisierten Körnern mit (10-10) basaler Faserorientierung kontinuierlich Subkörner bilden, die hauptsächlich durch die Umlagerung prismatischer $\langle a \rangle$ -Gleitversetzungen entstehen und sich allmählich in neue DRX Körner umwandeln.

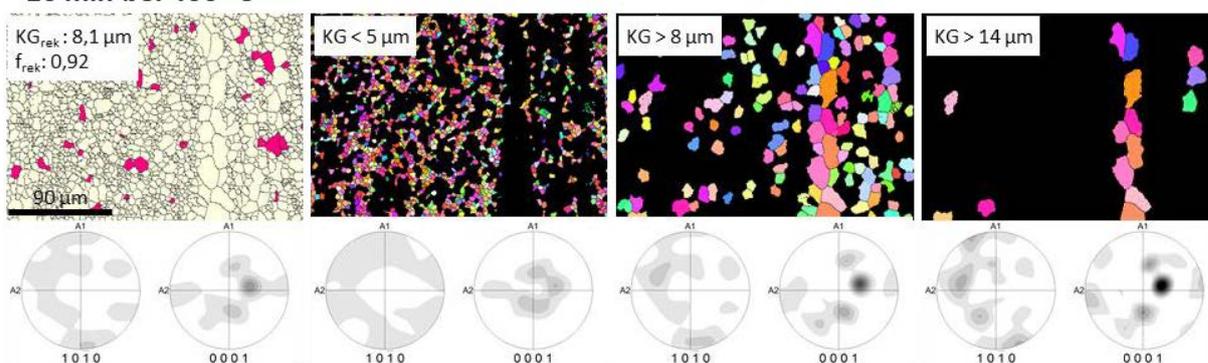
Neben den besprochenen Gleitsystemen die zur Texturveränderung beitragen, ist anzunehmen, dass auch Druckzwillinge dazu führen können, dass die $\{11-20\}\langle 10-10 \rangle$ um 30° von $\pm QR$ in Richtung NR Texturkomponente entsteht. Druckzwillinge dienen dazu Druckspannung, die parallel zur c-Achse verläuft, aufzunehmen. Die dadurch entstehende Auslenkung der c-Achse beträgt ungefähr 63° beim $\{10-13\}$ -Zwilling und 56° beim $\{10-11\}$ -Zwilling [65]. Auch Basu et al. [107] zeigten, dass $\{10-12\}$ -Zwillinge in $\langle 10-10 \rangle$ -Richtung zu einer Kippung der (0002)-Ebene um 60° in Querrichtung führen können.

Aus den Erkenntnissen der zuvor beschriebenen EBSD-Messungen (Abbildung 6.8) lässt sich erkennen, dass ein teilrekristallisiertes Gefüge als Ausgangsmikrostruktur zur Bildung der quadropolen Textur durch die Wärmebehandlung (SRX) benötigt wird.

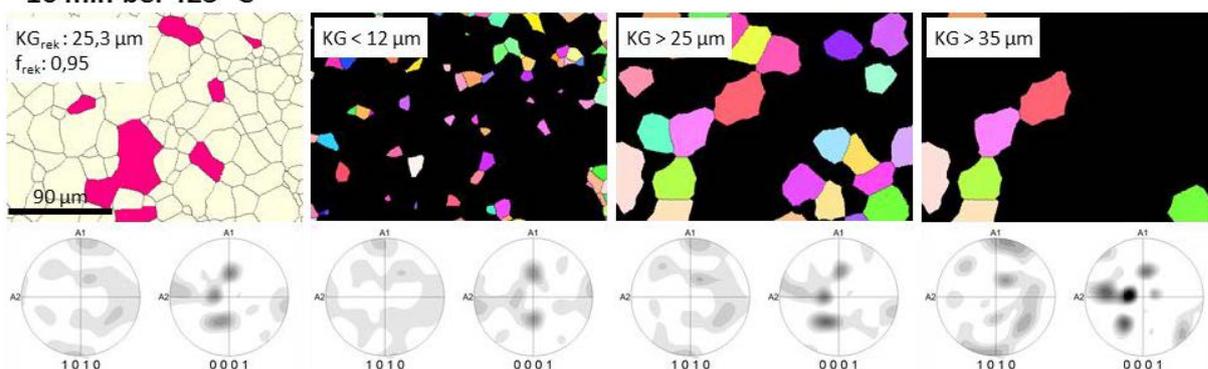
Um dies darzulegen und die Entwicklung der quadropolen Textur, welche für eine hohe Umformbarkeit der Flachprodukte ausschlaggebend ist, aufzuzeigen, wird die bei 325 °C stranggepresste WZ10-Legierung für jeweils 10 min bei 400 °C, 425 °C und 450 °C geglüht. Ausschnitte aus EBSD-Orientierungskarten und die zugehörigen Texturen sind in Abbildung 6.9 dargestellt. Hierbei wurde die EBSD-Messung anhand der Korngröße unterteilt, um die Texturentwicklung durch die SRX aufzuzeigen.

Nach einer Glühung von 10 min bei 400 °C weist das fast vollständig rekristallisierte Gefüge (92 %) mit einer mittleren Korngröße von 9 µm eine bimodale Kornstruktur auf und ein Kornwachstum (Ausgangskorngröße: 5,1 µm) findet nur bedingt statt. Die Gesamttextur der (0002)-Polfigur zeigt eine quadropole Textur, wobei die Kippwinkel der Quer- und SE-Komponenten in SR bzw. QR geringer sind, als im geglühten Zustand bei 450 °C. Deutlich ist zu erkennen, dass die größten Körner (KG>14 µm) bandförmig in Strangpressrichtung orientiert sind. Es lässt sich aufgrund der Morphologie davon ausgehen, dass diese großen Körner neue statisch rekristallisierte Körner aus der nicht rekristallisierten Kornfraktion sind, wie dies im Ausgangszustand (Abbildung 6.8) zu sehen ist.

10 min bei 400 °C



10 min bei 425 °C



10 min bei 450 °C

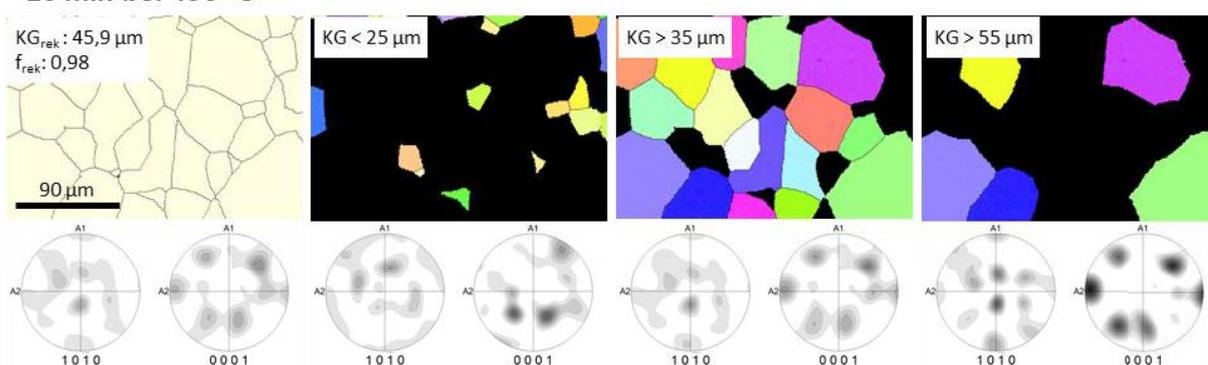


Abbildung 6.9: Korngrößenabhängige Unterteilung der EBSD-Orientierungskarten und der zugehörigen Texturen für WZ10 stranggepresst bei 325 °C nach 10 minütiger Wärmebehandlungen bei 400 °C, 425 °C und 450 °C, Legende wie in Abb. 6.8

Aufgrund der hohen Versetzungsdichte von nicht rekristallisierten Bereichen ist es nachvollziehbar, dass diese verformten Bereiche zuerst statisch rekristallisiert sind. Zudem weisen kleine Körner unterhalb von 5 µm (Ausgangskorngröße des stranggepressten Materials) keine Texturveränderung (dynamische SE-Komponente) zum dynamisch rekristallisierten Gefügeanteil des Ausgangszustandes (Abbildung 6.8) auf. Mit steigender Korngröße wird die Intensität der Querkomponente (statische SE-Komponente) deutlicher und die Intensität des Doppelpeaks in SR (dynamische SE-Komponente) immer geringer. Folglich lässt sich zweifelsfrei erkennen, dass die Querkomponente aus den nicht

rekristallisierten Körnern (Bändern) entsteht, welche im stranggepressten Ausgangsgefüge vorliegen. Somit lässt sich eine eindeutige Korrelation zwischen Mikrostrukturentwicklung und Texturentwicklung herstellen.

Dies wird auch durch die Betrachtung des wärmebehandelten Zustandes bei 425 °C verdeutlicht. Hier findet ein Kornwachstum statt (KG: 25 µm). Der Anteil an nicht rekristallisierten Gefüge ist mit 5 % zu vernachlässigen. Aber auch hier zeigt sich, dass mit steigender Korngröße die Intensität der Querkomponente zunimmt, nicht aber der Kippwinkel. Erst mit steigendem Kornwachstum, also nach der Glühung bei 450 °C, lässt sich eine Erhöhung der Kippwinkel, sowohl in der SE-Komponente als auch in der Querkomponente, erkennen. Die mittlere Korngröße beträgt nun 45 µm. In den Körnern kleiner als 25 µm ist hauptsächlich nur die dynamische SE-Komponente vertreten. Bei den Körnern größer als 55 µm ist hingegen eine statische SE-Komponente (Querkomponente) sehr dominant.

Zusammenfassend zeigt sich, dass für die Bildung der Querkomponente ein nicht vollständig rekristallisiertes Gefüge benötigt wird, und dass das Kornwachstum eine Schlüsselrolle bei der Bestimmung der endgültigen Textur spielt. Auch Imandoust et al. [141] und Barrett et al. [113] zeigten, dass statische Rekristallisation und Keim-/Kornwachstum zur Zufälligkeit der Textur beitragen und begründeten dies mit SE-Segregationen an den Korngrenzen. Dies könnte die effektive Korngrenzenenergie und die Mobilität zwischen den Korngrenzentypen verändern.

Folglich wird zur Verbesserung der Umformbarkeit der Flachprodukte ein teilrekristallisiertes Gefüge für die nachfolgende Wärmebehandlung benötigt, um die quadrupole Textur auszubilden. Ein teilrekristallisiertes Gefüge bildet sich beim Strangpressen nur dann aus, wenn der thermische Eintrag, der für die vollständige dynamische Rekristallisation benötigt wird, zu gering ist. Eine anschließende statische Rekristallisation ermöglicht die Entstehung einer quadrupolen Textur in WZ10 und WZM100 (Abbildung 5.38 und Abbildung 5.39). Das heißt, dass die im Prozess entstehende dynamisch rekristallisierte SE-Komponente (Doppelpeak in SR) bestehen bleibt und sich durch die Wärmebehandlung zusätzlich eine statische SE-Komponente (Doppelpeak in QR) ausbildet, die bereits aus dem Walzprozess bekannt ist.

Für WZX100 und WZMX1000 ist es nur in einem sehr begrenzten Temperaturbereich möglich, durch den Strangpressprozess, ein Gefüge mit einem genügen hohem Anteil an nicht rekristallisierten Gefügefraktionen zu erzeugen, die zur Bildung der quadrupolen Textur nötig sind. Daher ist es wichtig neben dem Einfluss des Prozesses (Prozessparameter) auch den Einfluss der Legierungszusammensetzung auf das Rekristallisationsverhalten zu kennen und zu verstehen.

6.2.5 Gefügeentwicklung durch die statische Rekristallisation

Aus der Korngrößenanalyse der Bleche im gewalzten Zustand, den Blechen nach der Wärmebehandlung (Abbildung 5.4) und auch für die der stranggepressten, wärmebehandelten Bänder (Abbildung 5.29) zeigte sich ein großer Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Mikrostruktur bzw. die Korngröße.

Einen deutlichen Effekt von Ca und Mn auf die Verformungstexturentwicklung von WZ10, bedingt durch eine Veränderung der Aktivität von Verformungsmechanismen, konnte nicht nachgewiesen werden (siehe Abschnitt 6.2.1). Ein Einfluss der Zulegierungselemente (Zn, Mn und Ca) kann hingegen auf das statische Rekristallisationsverhalten von W1 bzw. WZ10 (WZM100, WZX100, WZMX1000) aufgezeigt werden, siehe Abbildung 6.10. Dort dargestellt sind KAM-Analysen aus EBSD-Messungen für die bei 450 °C gewalzten yttriumhaltigen Bleche. In Abhängigkeit der Legierung lässt sich ein unterschiedlicher Deformationsgrad und ein Unterschied der Korngröße erkennen. WZM100 hat die

kleinste Korngröße, gefolgt von WZMX1000, WZ10 und W1.WZX100 zeigt mit Abstand das grobkörnigste Gefüge auf.

Die KAM-Karten zeigen, dass in allen Blechen ein hoher Grad an Fehlorientierungen (rote Bereiche) in der Nähe der Korngrenzen und der Zwillingsgrenzen vorhanden ist. Darüber hinaus kann qualitativ, am Farbunterschied (blau: unverformt, rot: verformt), erfasst werden, dass die Menge an gespeicherter Energie bzw. der Grad an Deformation legierungsabhängig variiert. Die Bleche aus WZM100 und WZMX1000 weisen den höchsten Grad an Verformung auf, jedoch auch das feinkörnigste Gefüge. Es wird berichtet [22, 45, 47, 113], dass das verstärkte Pinning von Versetzungen, aufgrund der höheren Menge an gelösten Stoffen, in diesem Fall durch das Zulegieren von Mn, Y und Zn (WZM100 und WZMX1000), dazu beiträgt, die Erholung und das Kornwachstum zu verzögern und dadurch die gespeicherte Energie zu erhöhen. Dies führt dazu, dass durch die statische Rekristallisation das Kornwachstum gehemmt wird und sich infolgedessen eine feinkörnigere Mikrostruktur ausbildet. Es ist bekannt [21], dass gelöste Atome, Seigerungen und Ausscheidungen die Wanderung der Korngrenzen während des Kornwachstums behindern. Folglich kann darauf geschlossen werden, dass der erhöhte Verformungsgrad bei WZM100 und WZMX1000 mit einer trägeren dynamischen Erholung und einer verzögerten statischen Rekristallisation zusammenhängt.

Dies ist auch der Grund, warum das W1-Blech eine geringere Verformung und eine größere Korngröße aufweist als das WZ10-Blech. Auch Zn neigt in Verbindung mit Y dazu, Korngrenzen zu pinnen und die Rekristallisation, also den Abbau von Versetzungen, zu behindern bzw. zu verzögern[22].

Bei dem Blech aus der Legierung WZX100 (Abbildung 5.9) zeigt sich ein anderes Verhalten. Zum einen weist die Mikrostruktur mit einer Korngröße von 34,6 μm , das mit Abstand grobkörnigste Gefüge auf, zum anderen scheint der Grad der Deformation (wenig rot, mehr blau im KAM-Bild) vom gewalzten WZX100-Blech, im Vergleich zu den anderen Y-Zn-haltigen Blechen, geringer zu sein. Es ist also davon auszugehen, dass Ca in Verbindung mit Y und Zn das statische Rekristallisationsverhalten und das Kornwachstum beschleunigt. Viele Studien [116-119] behaupten jedoch, dass Ca das Rekristallisationsverhalten verzögert bzw. als Kornfeiner wirkt. Das Ergebnis, dass Ca das statische Rekristallisationsverhalten beschleunigt, stimmt in diesem Fall also nicht mit der aktuellen Literatur überein. Es muss aber auch angemerkt werden, dass sich diese Arbeiten [116-119] nicht mit Y-Zn-Ca haltigen Legierungen befassen. Folglich scheint das Zulegieren von Y zu einer Zn-Ca-haltigen Legierung eine konträre Wirkung auf das Rekristallisationsverhalten zu haben.

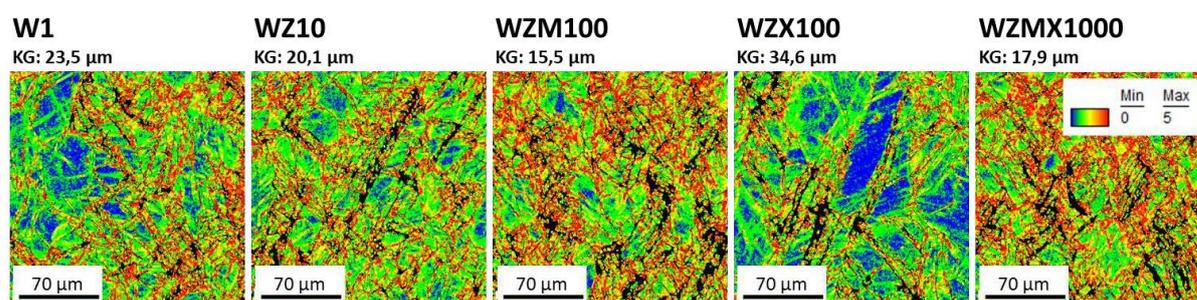


Abbildung 6.10: KAM-Analyse aus EBSD-Messung der yttriumhaltigen Bleche gewalzt bei 450 °C

Um das ausgeprägte Kornwachstum, durch das Zulegieren von Ca zu WZ10, genauer zu untersuchen, werden Elementsegregationen an den Korngrenzen und in der Matrix mittels Rastertransmissionselektronenmikroskop (STEM) in Verbindung mit EDX analysiert. Zur besseren Sichtbarkeit der Korngrenzen wurden diese Analysen an stranggepresstes Material durchgeführt, da sich auch hier deutlich der Einfluss von Ca auf das statische Rekristallisationsverhalten anhand der Wärmebehandlung darstellte. Hierfür wurden die bei 325 °C stranggepressten WZ10 (Abbildung 6.11) und WZX100 Bänder (Abbildung 6.12), im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C, verwendet. Genauer betrachtet wurde die Elementverteilung an den Korngrenzen

durch Linienscans (L). Zudem fand eine Messung der Elementkonzentration in den Körnern, anhand von Flächenscans in der Matrix (M), vor und nach der Wärmebehandlung statt.

Die Korngrenzen-Analyse für WZ10 (L1) (Abbildung 6.11 a)) im stranggepressten Zustand zeigt eine erhöhte Konzentration von Y und Zn an den Korngrenzen. Durch die Glühung kommt es zu einer Abnahme des Yttriums an den Korngrenzen (L2) (Abbildung 6.11 b)). Die Messungen der Matrix 1 bis 3, weisen im stranggepressten Zustand einen sehr geringen Anteil an Yttrium mit 0,37-0,61 Gew.-% auf. Durch die anschließende Wärmebehandlung kommt es zu einer Reduzierung der Yttrium-Konzentration an den Korngrenzen, aber auch zu einer Zunahme des Yttrium-Gehalts auf 0,91 Gew.-%, sowie zu einer Verringerung des Zn-Gehalts in der Matrix.

WZ10

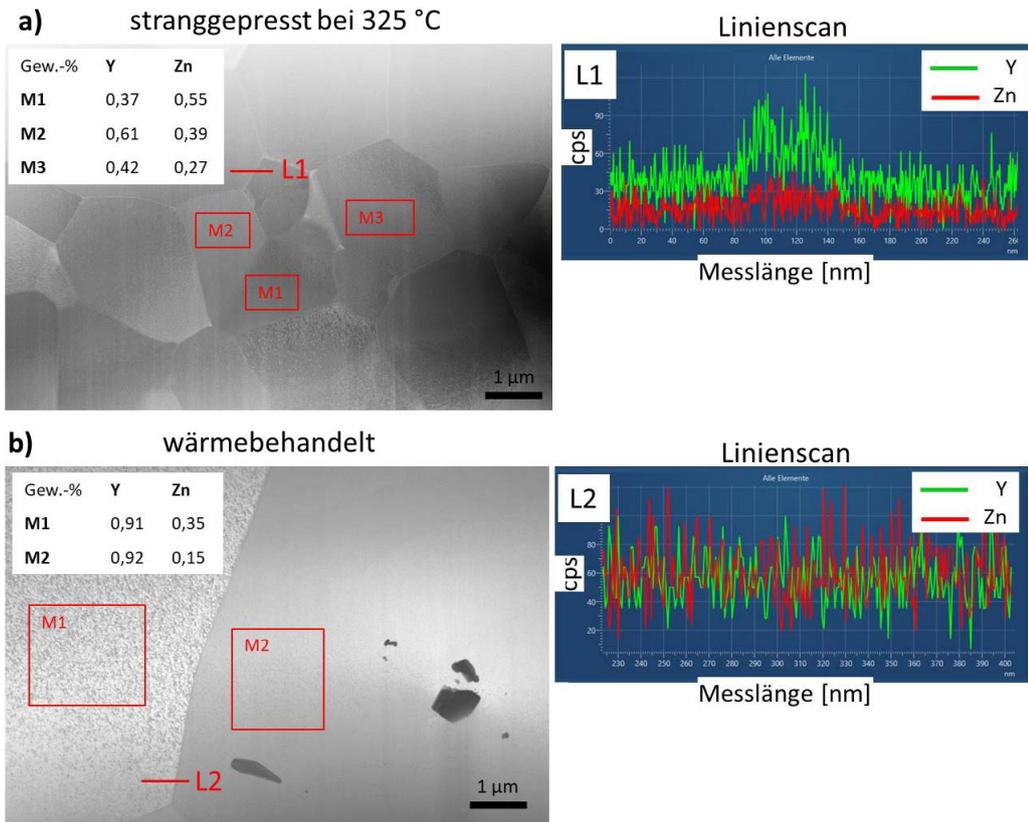


Abbildung 6.11: STEM-Aufnahmen für WZ10 im stranggepressten Zustand (a) und wärmebehandelten Zustand (b) mit Positionen der EDX-Scans sowie Analysen der Matrixmessungen; EDX-Linien-Scan (cps) über die Messlänge

Im Vergleich zu WZ10 zeigt sich für WZX100 (Abbildung 6.12) ein konträres Bild. Durch die Wärmebehandlung kommt es zu einer Reduktion des Yttriumgehalts von 0,75-1,34 Gew.-% auf 0,59 Gew.-% in der Matrix. Zink konnte in der Matrix bzw. in den Körnern nicht detektiert werden und auch ein Einfluss der Wärmebehandlung auf den Ca-Gehalt zeigt sich nicht. An den Korngrenzen von WZX100 im stranggepressten Zustand kann neben einem erhöhten Y-Zn-Gehalt (L1), wie auch schon bei WZ10, nun auch eine erhöhte Konzentration von Zn und Ca (L2) gemessen werden. Eine Analyse der Korngrenze im wärmebehandelten Zustand ist nicht möglich, da keine Korngrenze im STEM-Bild detektiert werden konnte.

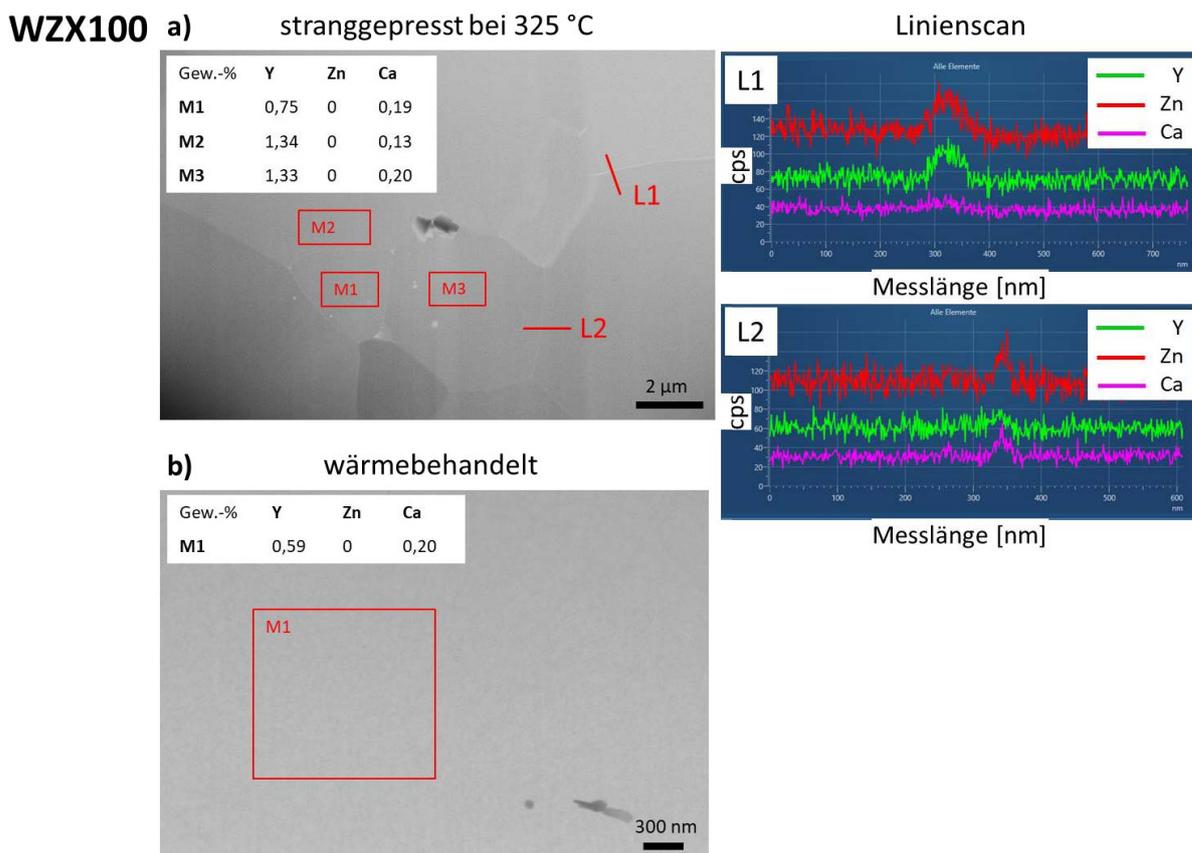


Abbildung 6.12: STEM-Aufnahmen für WZX100 im stranggepressten Zustand (a) und wärmebehandelten Zustand (b) mit Positionen der EDX-Scans sowie Analysen der Matrixmessungen; EDX-Linien-Scan (cps) über die Messlänge

Es wird berichtet, dass sich Seltene Erden [214, 215] oder Yttrium [114] während des Verformungsprozesses einer Magnesiumlegierung in die Nähe der Korngrenzen segregieren können. Dies stimmt auch mit den Ergebnissen aus der WZ10-Legierung, bei der erhöhte Yttriumkonzentrationen an den Korngrenzen gefunden wurden, überein (Abbildung 6.11). Studien zeigten [22, 115], dass das Segregieren von Y entlang der Korngrenzen die Mobilität von Versetzungen und Korngrenzen aufgrund des Solute-Drag-Effekts behindert und somit das Kornwachstum hemmt. Eine Einschränkung der Korngrenzmobilität entsteht aufgrund dessen, dass mit steigender Korngröße die treibende Kraft sinkt, sodass die rücktreibende Kraft der Fremdatome, die Kinetik der Korngrenzen während des Kornwachstums erheblich verringert. Dies kann zu einem Stillstand des Kornwachstums führen und damit zu einer relativ geringen Endkorngröße. Folglich kann dadurch auch der Korngrößenunterschied zwischen WZ10 und W1 erklärt werden.

In Bezug auf eine Veränderung der Korngröße durch das Zulegieren von Ca beschrieben Guan et al. [41] für eine ZX10-Legierung, dass die Seigerungen (Ca und Zn) nicht auf spezielle Arten von Korngrenzen (Klein- bzw. Großwinkelkorngrenzen) beschränkt ist. Folglich neigen beide Legierungselemente dazu, die Rekristallisation bzw. das Kornwachstum aufgrund des Solute-Drag-Effekts zu verzögern.

Dies ist nicht stimmig mit den Ergebnissen aus dieser Arbeit. In Folge einer beschleunigten SRX wurde in der WZX100-Legierung, im Vergleich zu den anderen yttriumhaltigen Legierungen, ein ausgeprägtes Kornwachstum entdeckt. Für gewalzte Bleche stellten Zeng et al. [6] die Hypothese auf, dass Zn- und Ca-Atome stark dazu neigen an hochenergetischen Grenzen der rekristallisierten Körner zu segregieren, die sonst bevorzugt wachsen würden. Es wird davon ausgegangen, dass die gemeinsame Segregation der Zn- und Ca-Atome an solchen Korngrenzen die Mobilität wirksamer reduziert als die alleinige Segregation, indem sie die Grenzflächenenergie senkt und einen Solute-Drag-Effekt ausübt. Dies wiederum führt zu einem gleichmäßigeren Wachstum der rekristallisierten Körner.

Ein Grund für das verstärkte Kornwachstum der WZX100-Legierung (Abbildung 5.4 und Abbildung 5.29) während der statischen Rekristallisation auf bis zu 60 μm (WZ10 nur 30-40 μm) könnte folglich sein, dass die Ca-Atome die Diffusion von den Y-Atomen stören und somit der dynamische agierende Prozess, also die eingebrachte Energie während der Umformung nicht ausreicht, um genügend Yttrium an den Korngrenzen anzulagern. Die Konzentration von Y an den Korngrenzen reicht dann nicht mehr aus, um die Beweglichkeit der Korngrenzen durch den Solute-Drag Effekt vollständig zu hemmen. Folglich können die Körner einfacher wachsen.

Zudem konnte in Abbildung 6.12 durch Ca ein Verdrängungseffekt an den Korngrenzen aufgezeigt werden, welcher dazu führt, dass Yttrium-Atome an bestimmten Korngrenzen nicht segregieren konnten. Begründet werden kann dies durch eine höhere Diffusionsrate von Ca gegenüber Y [216] und die Yttrium-Atome benötigen somit deutlich mehr Zeit und Energie, um sich homogen zu verteilen. Dies wurde in den Matrix-Messungen der beiden Legierungen (Abbildung 6.11 und Abbildung 6.12) verdeutlicht, bei denen die WZX100-Legierung im stranggepressten Zustand einen höheren Y-Gehalt aufweist und es erst durch die statische Rekristallisation (Wärmebehandlung) zu einer signifikanten Homogenisierung des Yttriums im Gefüge kommt. Zudem konnte in den Ca-Konzentrationen der Matrixmessung kein Unterschied zwischen Ausgangs- und wärmebehandelter Zustand festgestellt werden. Dies spricht zusätzlich für die schnellere Diffusion von Ca und die daraus resultierende verzögerte Diffusion von den Yttrium-Atomen. Dies spiegelt sich in einem Korngrößenunterschied von WZ10 und WZX100 durch die SRX wider. Folglich führt das Zulegieren von Ca zu WZ10 zu einer Verdrängung / Verhinderung von Y an den Korngrenzen, wodurch die verminderte Beweglichkeit der Korngrenzen durch den Solute-Drag Effekt nicht gegeben ist. Somit kann es zu einem ausgeprägten Kornwachstum durch die Wärmebehandlung kommen.

6.2.6 Gefügeentwicklung durch die dynamische Rekristallisation

Wie schon für die statische Rekristallisation (Walzprozess und anschließende Wärmebehandlung), zeigt sich auch für die dynamische Rekristallisation (Strangpressprozess) eine Veränderung des Rekristallisationsverhaltens durch die Legierungselemente.

Bei AZ31 kommt es in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses (statische und dynamische Rekristallisation) zu keinem signifikanten Unterschied in der Korngrößenentwicklung. Mit Erhöhung der Temperatur zeigt sich in beiden Prozessen eine kontinuierliche Zunahme der Korngröße. Die W1-Legierung weist prozessunabhängig ein Kornwachstum mit steigender Prozess Temperatur auf. Im Gegensatz zum gewalzten Gefüge ist die Mikrostruktur jedoch beim Strangpressen feinkörniger als die Mikrostruktur von den stranggepressten AZ31 Bändern.

Der Einfluss der Zulegierungselemente zu W1 führt während des Strangpressprozesses (dynamische Rekristallisation), wie auch schon beim gewalzten Blech (statische Rekristallisation), zu einer Kornfeinung durch Zn (WZ10). Die Reduzierung der Korngröße durch Mn kann beim Strangpressen, wie auch beim Walzen, nur ab hohen Prozess Temperaturen beobachtet werden. Beide Zulegierungselemente Zn und Mn scheinen jedoch im Vergleich zu W1, beim Strangpressen den Anteil an nicht rekristallisiertem Gefüge zu erhöhen. Im Gegensatz dazu bewirkt Ca in den Legierungen WZX100 und WZMX1000 eine Verringerung des Anteils an verformtem Gefüge in der Mikrostruktur. Hierbei ist die aus der statischen Rekristallisation (Walzen) bekannte Wirkung von Ca auf das Kornwachstum, im dynamischen Prozess (Strangpressen) nicht ausgeprägt vorhanden.

Aus der Korrelation von Textur- und Mikrostrukturentwicklung beim Strangpressen ist bekannt, dass der Grad der dynamischen Rekristallisation durch die anschließende statische Rekristallisation einen wichtigen Einfluss auf die Texturentwicklung nimmt (siehe quadrupole Texturentwicklung Abschnitt 6.2.4). Daher ist es für die Verbesserung der Umformbarkeit unabdingbar zu verstehen, wie die

Zulegierungselemente während des Strangpressens auf das dynamische Rekristallisationsverhalten wirken.

Die Einflüsse der Zulegierungselemente auf das dynamische Rekristallisationsverhalten werden anhand der stranggepressten Bänder für eine genauere Erörterung in Abbildung 6.13 und Tabelle 6.1 zusammengefasst. Dargestellt sind die EBSD-Messungen aller Legierungen, am Beispiel einer niedrigen Strangpresstemperatur von 300 °C für AZ31 und 325 °C für die yttriumhaltigen Legierungen. Die farblich hervorgehoben pinke Gefügefraktionen entsprechen Körnern mit einem GOS > 1°, die als nicht rekristallisiert interpretiert werden. In Tabelle 6.1 ist der Anteil des rekristallisierten Gefüges sowie die Korngröße aufgelistet.

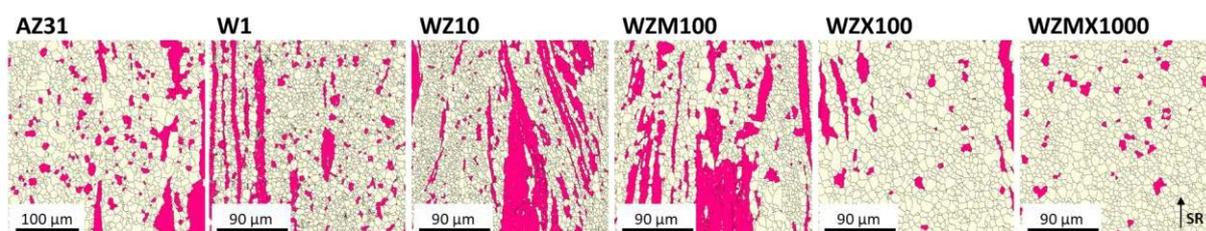


Abbildung 6.13: Legierungsabhängige Mikrostrukturentwicklung beim Strangpressen bei 300 °C (AZ31) und 325 °C (yttriumhaltige Legierungen); Pink: verformtes Gefüge GOS > 1°; Gelb: rekristallisiertes Gefüge GOS < 1°;

Tabelle 6.1: Korngröße und Anteil des rekristallisierten Gefüges zu den in Abbildung 6.13 dargestellten EBSD-Messungen

Legierung	AZ31	W1	WZ10	WZM100	WZX100	WZMX100
Strangpresstemperatur	300 °C	325 °C				
Korngröße	8,9 µm	5,8 µm	5,1 µm	6,7 µm	9,4 µm	8,1 µm
Anteil des rekristallisierten Gefüges	83 %	81 %	71 %	67 %	92 %	96 %

Im Anteil an rekristallisiertem Gefüge gibt es zwischen W1 (81 %) und AZ31 (83 %) keinen signifikanten Unterschied. Nur in der Korngröße ist W1 deutlich feinkörniger. Durch das Zulegieren von Zn zu der W1-Legierung kommt es bei der WZ10-Legierung zu einem gehemmten Kornwachstum und zu einer verzögerten Rekristallisation. Der Anteil an rekristallisiertem Gefüge sinkt auf 71 %. Der Einfluss von Zn auf das Rekristallisationsverhalten von Y, oder Seltene-Erden-haltigen Legierungen ist bekannt (siehe Abschnitt 6.2.5). Durch Segregationen von Y und Zn an den Korngrenzen, wird die Mobilität der Korngrenzen gehemmt und das Kornwachstum und folglich auch die Rekristallisation verzögert [22, 115].

Durch das Zulegieren von Mn zu WZ10 kommt es zu keiner deutlichen Beeinflussung des Rekristallisationsgrades (siehe Tabelle 6.1). Folglich hat Mn als Zulegierungselement zu WZ10 keinen Einfluss auf das dynamische Rekristallisationsverhalten. Ein kornfeinender Effekt von Mn ist in den EBSD-Messungen nicht festzustellen. Mit einer Korngröße von 6,7 µm der rekristallisierten Gefügefraktion ist WZM100 geringfügig grobkörniger als WZ10 mit 5,1 µm.

Dies kann durch die erhöhte Presskraft begründet werden, die zu einer höheren Umformwärme führt. Die erhöhte Presskraft, siehe Abbildung 5.27, von 1,76 MN (WZ10) auf 1,94 MN (WZM100) kann auf eine Verfestigung des Materials durch Mn [45, 46, 90] zurückgeführt werden. Bei höheren Strangpresstemperaturen konnte jedoch deutlich eine geringere Korngröße in WZM100 als in WZ10 (Abbildung 5.29) aufgezeigt werden. Dies kann dadurch begründet werden, dass die Restwärme ausreicht, um für eine anschließende statische Rekristallisation zu sorgen. Mn ist hierbei bekannt dafür, eine kornfeinende Wirkung auf das Gefüge zu haben, wie dies bereits in Abschnitt 6.2.5 erörtert wurde.

Ca zeigt als Zulegierungselement, während der dynamischen Rekristallisation in der WZ10-Legierung, einen signifikanten Einfluss auf die Gefügeentwicklung. Mit einem rekristallisierten Gefügeanteil von

92 % für WZX100 und 98 % für WZMX1000 (siehe Tabelle 6.1) entsteht praktisch ein vollständig dynamisch rekristallisiertes Gefüge. Zu erkennen ist also ein erhöhter Rekristallisationsgrad, aber kein signifikant beschleunigtes Kornwachstum. Dies kann dadurch begründet werden, dass durch Ca oder Ca-haltige Phasen eine erhöhte Keimbildungsrate (Nukleationsrate) vorhanden ist, die Keime sich jedoch wiederum im Kornwachstum hemmen. Wie schon bei WZM100 ist zudem eine Erhöhung der Presskraft festzustellen (WZX100: 1,99 MN; WZMX1000: 2,03 MN). Die erhöhte Presskraft führt zu einer erhöhten Umformwärme, die wiederum in einer beschleunigten dynamischen Rekristallisation resultiert.

Es ist bekannt, dass Ca als Zulegierungselement die dynamische Rekristallisation beschleunigt. Hoffstetter et al. [120] zeigten, dass eine geringe Ca-Zugabe (< 0,5 Gew.-%) zu einer Ausbildung homogener verteilter, intermetallischer $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ -Partikel führt. Diese beschleunigen die dynamische Rekristallisation (DRX) aufgrund der höheren Nukleationsrate und hemmen das Kornwachstum, indem sie die Bewegung von Korngrenzen einschränken. Auch Zhang et al. [56] beschrieben für eine Mg–1.0Zn, Mg–1.0Zn–0.2Ca und Mg–1.0Zn–0.5Ca Legierung, stranggepresst bei 350 °C, dass Ca in Magnesiumlegierungen einen deutlichen Einfluss auf die Korngröße und das Gefüge hat. Die Zugabe einer geringen Menge an Ca schwächt die Textur stark ab und verringert die Korngrößen. Die Abschwächung der Textur und die Kornfeinung steht im Zusammenhang mit der durch Partikel stimulierten Keimbildung und dem Auftreten von gelösten Stoffen, die das dynamische Wachstum der rekristallisierten Körner einschränkt.

Folglich kommt es durch Ca zu einer beschleunigten dynamischen Rekristallisation mit einer erhöhten Zahl an Rekristallisationskeimen, bei gleichzeitigem Hemmnis des dynamischen Kornwachstums. Im Gegensatz zur statischen Rekristallisation (siehe Abschnitt 6.2.5) stimmt dies mit den Ergebnissen dieser Arbeit überein.

Die beschleunigte DRX durch Ca macht es schwierig, ein teilrekristallisiertes Gefüge durch den Strangpressprozess zu erzeugen. Dadurch ist es nicht möglich durch die anschließende statische Rekristallisation die quadrupole Textur, welche für eine hohe Umformbarkeit nötig ist, zu bilden. Folglich ist die Zugabe von Ca für eine hohe biaxiale Umformbarkeit nicht förderlich.

6.3 Einfluss der Mikrostruktur und Textur auf die mechanischen Eigenschaften und die Umformbarkeit der Flachprodukte

Zur Darstellung des mechanischen Verhaltens und der Umformbarkeit der stranggepressten und gewalzten Flachprodukte wurden Versuche mit zwei unterschiedlichen Dehnpfaden durchgeführt. Zum einen erfolgte durch Zugversuche in Längs- und Querrichtung eine uniaxiale, positive Dehnung entlang der Walz- oder Strangpressrichtung, bzw. quer dazu. Jedoch sind bei den Zugversuchen eine entsprechende freie Kontraktion entlang der jeweiligen zwei senkrechten Richtungen möglich. Zum anderen entsteht durch den Erichsenversuch eine biaxiale Dehnung, bei der eine positive Dehnung entlang der WR bzw. SR und der QR stattfindet und eine Ausdünnung des Materials nur entlang der NR möglich ist. Ein hoher Erichsenwert ist für die biaxiale Umformbarkeit und folglich für die industrielle Anwendung von Flachprodukten ausschlaggebend.

6.3.1 Abhängigkeit der Festigkeit und deren Anisotropie von der Mikrostruktur und der Textur

Es ist bekannt, dass die Festigkeit von Metallen im Allgemeinen mit abnehmender Korngröße durch eine Korngrenzenverfestigung zunimmt. Eine Maßgabe für den Beginn des plastischen Fließens ist die Streckgrenze, da diese durch eine Beeinflussung der Versetzungsbeweglichkeit in einem

polykristallinen Material bestimmt wird. Je mehr Korngrenzen vorhanden sind, desto schwieriger wird der Übergang der Versetzungsaktivität zwischen den Körnern und desto größere Spannungen werden benötigt. Dieser Zusammenhang, der Abhängigkeit von Streckgrenze zu Korngröße, wird durch die Hall-Petch-Beziehung (Gleichung 3) beschrieben.

Abbildung 6.14 zeigt für alle in dieser Arbeit untersuchten Legierungen die Hall-Petch-Beziehung in Längs- und Querrichtung, sowohl für die gewalzten Bleche als auch für die stranggepressten Bänder. In der Hall-Petch-Beziehung repräsentiert der Verlauf der Kurve, insbesondere ihre Steigung, die durch die Korngröße bewirkte Verfestigung des Materials, sofern keine weiteren Einflussgrößen, wie z.B. die Textur oder der Grad der Rekristallisation, zu berücksichtigen sind. Ein Unterschied der Streckgrenze in Längs- und Querrichtung zeigt ein anisotropes Materialverhalten auf, welches häufig auf eine ausgeprägte Textur zurückzuführen ist.

W1 (Abbildung 6.14 b)) zeigt als einzige Legierung ein klassisches Verfestigungsverhalten über den ganzen Temperaturbereich bzw. die Korngröße. Mit abnehmender Korngrößen steigt die Streckgrenze über den dargestellten Korngrößenbereich, sowohl im stranggepressten als auch im gewalzten Zustand an. WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000 (Abbildung 6.14 c-f)) haben im gewalzten und stranggepressten Zustand mit steigender Korngröße eine fast kontinuierliche lineare Abnahme der Streckgrenze. Im Vergleich zu W1 kommt es aber bei den andern Y-haltigen Legierungen bei sehr kleinen Korngrößen (rechts) zu Abweichungen von der Hall-Petch-Beziehung. Diese Abweichung korreliert mit weiteren Einflussgrößen, wie dem teilrekristallisierten Zustand des Gefüges, sodass von einer wirksamen versetzungsverfestigten Gefügefraktion ausgegangen werden muss. Grundsätzlich abweichende Verläufe und ein richtungsabhängiger Unterschied zwischen Längs- und Querrichtung, lassen sich mit der Textur der Flachprodukte in Zusammenhang bringen. Folglich ist hier die Korngröße nicht mehr der Haupteinflussfaktor auf die Streckgrenze.

Es ist bekannt, dass die Textur die Anisotropie des Materials bestimmt. Für SE-haltige Legierungen legten z.B. Bohlen et al. [81], an verschiedenen Magnesiumblechlegierungen dar, dass der maßgebliche Faktor für das anisotrope Materialverhalten zunächst die Textur und nicht ein genereller Einfluss der Legierungszusammensetzung ist. Dies wird anhand der Orientierungsverteilung der Basalebene und der bevorzugten Aktivierung der Basalgleitung erörtert, welche zu einem Großteil die Streckgrenze bestimmt.

Deutlich zu erkennen ist die Abweichung vom klassischen Verfestigungsverhalten bei der Legierung AZ31, die im Folgenden diskutiert wird. Dabei kommt es in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses und der Prozessparameter zu unterschiedlichen Texturen. Die Gründe für die prozess- und legierungsabhängige Texturentwicklung sind in Abschnitt 6.2 tiefergehend analysiert und diskutiert.

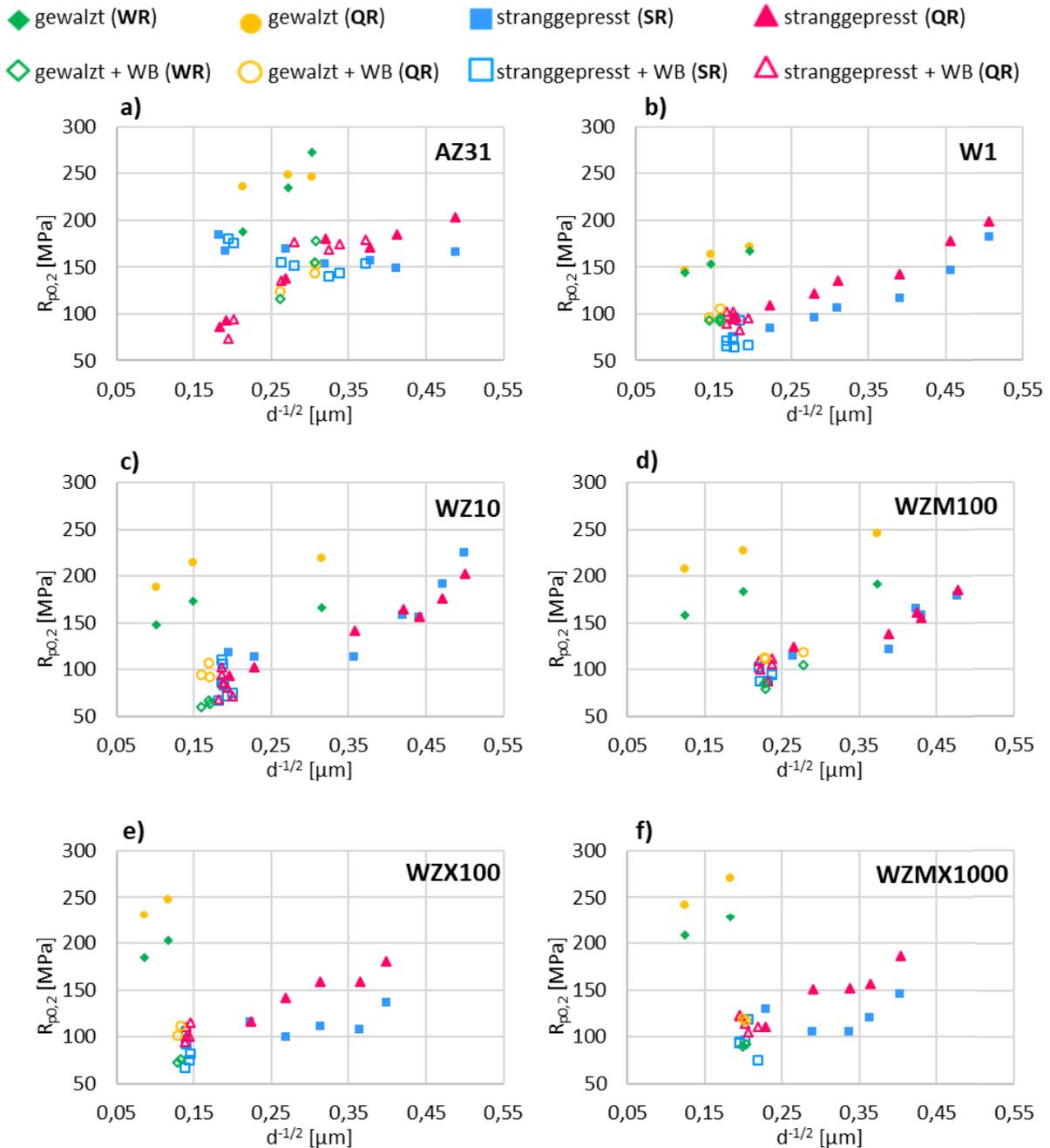


Abbildung 6.14: Hall-Petch Diagramm aller Legierungen; gewalzten Blech: grün (WR), gelb (QR); stranggepresstes Band: blau (SR), rot (QR); volle Symbole: Ausgangszustand; leere Symbole: wärmebehandelter Zustand; AZ31 Ergebnisse publiziert in [203]

Die bei AZ31 aufgrund einer ausgeprägten Textur auftretenden Abweichungen vom klassischen Verfestigungsverhalten, treffen in ähnlicher Weise auch für die Abweichungen bei den Y-haltigen Legierungen zu. Für das stranggepresste AZ31 (Abbildung 6.14 a)) zeigt sich im Gegensatz zum gewalztem AZ31, keine kontinuierliche Entwicklung der Streckgrenze in Abhängigkeit der Korngröße. Besonders deutlich wird die Diskrepanz von der Hall-Petch-Beziehung bei dem stranggepressten AZ31 in SR. Hier lässt sich so gut wie keine Abhängigkeit der Streckgrenze von der Korngröße feststellen. Zudem zeigt sich noch ein leichter Anti-Hall-Petch-Effekt, was bedeutet, dass die Streckgrenze mit steigender Korngröße zunimmt. In dem Zusammenhang ist klar zu erkennen, dass der dominierende Faktor für die Streckgrenze nicht die Korngröße, sondern die Orientierung der Körner (Textur) ist. Im Fall einer basalen Textur mit einer leichten Ausschmierung des Basalpols entlang der Walzrichtung bzw. Strangpressrichtung, hat die Streckgrenze einen höheren Wert entlang der Querrichtung als entlang der Walzrichtung/ Strangpressrichtung. Diese Textur zeigt AZ31 bei einer Walztemperatur von

400 °C und 450 °C und bei den Strangpresstemperaturen von 200 °C bis 350 °C. Die leichte Kippung der Basalebene entlang der Bandebene erhöht den Schmidtfaktor für die Basalgleitung und erleichtert somit die Fähigkeit zur Aktivierung des basalen $\langle a \rangle$ -Gleitens. Diese Betrachtung folgt dem Schmidtschen Schubspannungsgesetz, welches die erforderliche kritische Schubspannung zur Bewegung der Versetzungen auf den dichtest gepackten Ebenen beschreibt.

Prägnant wird dieser Effekt auch für die Legierung WZX100 und WZMX1000 (Abbildung 6.14 e) und f)). Die (0002)-Polfigur zeigt in beiden Legierungen im stranggepressten und gewalzten Zustand einen Doppelpeak in Längsrichtung. Dieser präferiert das basale Gleiten in diese Richtung und setzt folglich die Streckgrenze in WR bzw. SR herab.

Bereits diese geringe Asymmetrie des Basalpols in der (0002)-Polfigur führt zu einer merklichen Anisotropie der Streckgrenze, wie auch dies von Bohlen et al. [81] beschrieben wurde. Besonders signifikant wird der Einfluss der Textur auf die Anisotropie der Streckgrenze ab einer Strangpresstemperatur von 400 °C bis 500 °C für das stranggepresste AZ31 bzw. für WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000 ab 450 °C im stranggepressten Zustand. Durch die Bildung der prismatischen $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ /SR Faser und der prismatischen $\{11\bar{2}0\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ und $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ Komponente, kommt es zu einem deutlichen Abfall der Streckgrenze in Querrichtung. Auch die $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ -Zugzwillinge können in diesem Fall zur Verformung beitragen, da die c-Achse einiger Körner parallel zur Zugbeanspruchung, hier in QR, liegt. Dies führt zu einer geringeren Streckgrenze, da die Zwillingbildung frühzeitig die plastische Verformung einleitet. Allerdings führt die Zwillingbildung durch Wechselwirkungen von Versetzungen mit Zwillingkorngrenzen, sowie durch die Umorientierung des Kristallgitters, zu einer starken geometrischen Verfestigung (c-Achse in Zwillingkörnern nahezu senkrecht zur Lastachse). Infolgedessen können hohe Zugfestigkeiten in SR erreicht werden (siehe Abbildung 5.42).

Auch durch die geringe Winkelverbreiterung der Basalflächen in SR lässt sich die Zunahme der Streckgrenze in SR begründen. Die Abnahme der Streckgrenze in QR ist mit steigender Korngröße nicht durch das Kornwachstum begründet, sondern wird allein durch die Textur gesteuert.

Es zeigt sich also, dass die bevorzugte Aktivierbarkeit der Basalgleitung die Streckgrenze bestimmt. Wenn es zu einer harten Orientierung kommt (starke Basallage), wird auch das Material schwieriger plastisch verformbar. Auch in den Fällen, in denen die Korngröße sehr ähnlich ist, kann das Argument der Korngröße vernachlässigt werden und das Verhalten aufgrund der Textur begründet werden. Folglich ist die Textur maßgeblich für die Anisotropie des Materials. Dies stimmt auch mit Ergebnissen von Agnew et al. [136] überein. Er zeigte an einer schwach ausgeprägten Textur, dass basale Gleitung dort besonders aktiv ist. Dies ist der Mechanismus, der die Verfestigungsfähigkeit des Materials bestimmt. Eine Erhöhung der Aktivität der basalen Gleitung bewirkt eine Verringerung der Verfestigungsfähigkeit und resultiert in höheren Dehnungen und eine hohe Dehnung wird für eine hohe biaxiale Umformung benötigt.

6.3.2 Einflussfaktoren auf die Umformbarkeit der Flachprodukte

Die Umformbarkeit bei Raumtemperatur, also die Fähigkeit zur Dehnungsaufnahme, hängt von der Aktivität der Verformungsmechanismen auf der Grundlage ihrer Aktivierung (CRSS) (siehe Kapitel 2.1) und der Textur (siehe Kapitel 2.3), also der Orientierungsverteilung der jeweiligen Gitterebenen, ab.

Da die Umformbarkeit bei Raumtemperatur betrachtet wird, erscheint es sinnvoll sich in Bezug auf die Textureffekte, auf die Orientierungsverteilung (Schmidtsches-Schubspannungsgesetz) und den Beitrag des basalen Gleitens mit einer sehr niedrigen kritischen Schubspannung (CRSS) zu fokussieren. Für den

biaxialen Fall (Ericksen) muss die Textur demnach symmetrisch, schwach ausgeprägt und ohne stark ausgeprägte Richtungsabhängigkeit, also ideal für Basalgleitung orientiert sein.

6.3.2.1 Korrelation der Textur bzw. der Texturintensität mit der Umformbarkeit

Die Korrelation zwischen Textur (maximale Intensität der (0002)-Polfigur) und dem Ericksenwert ist in Abbildung 6.15 dargestellt. Eine schwach ausgeprägte Textur ist für einen hohen Umformwert notwendig. Wie der Abbildung zu entnehmen ist, trifft das nicht immer zu. Zwar zeigt sich für AZ31 (Abbildung 6.15 a)) dieses Verhalten im gewalzten Zustand, jedoch ist für das stranggepresste Material keine wirkliche Neigung zu erkennen.

Die stranggepressten AZ31-Bänder zeigen keine ausgeprägte Abhängigkeit der Textur bzw. der Strangpresstemperatur von dem Ericksenwert (IE) (zwischen 2,8 und 3,6 mm). Diese Erkenntnis kann durch die starke basale Lage und geringe Symmetrie in der Textur begründet werden. Durch die starke basale Textur (I_{\max} : über 8 m.d.r.) kommt es schnell zu einem Aufstau von Versetzungen an den Korngrenzen, was zu einer Verfestigung des Materials und bei zu hohen Spannungen schließlich zum Bruch führt. Das wärmebehandelte, bei 400 °C gewalzte AZ31 Blech hat einen sehr ähnlichen IE (3,0 mm) und auch eine vergleichbare Texturintensität (9,1 m.r.d.). Durch Erhöhung der Walztemperatur, folglich einer signifikanten Texturabschwächung (T_w 450 °C: 7,0 m.r.d.; T_w 500 °C: 4,0 m.r.d.), kommt es zu einer Abnahme der Verfestigung und zu einer deutlichen Zunahme des Ericksenwertes (T_w 450 °C: 4,8 mm; T_w 500 °C: 6,1 mm).

Es zeigt sich also bei AZ31, dass die Textur der Haupteinflussfaktor für das biaxiale Umformvermögen ist und es mit einer Halbierung der Texturintensität zu einer Verdoppelung des Ericksenwertes kommen kann. Neben der Texturintensität spielt auch die Orientierung der Körner (Kippwinkel) eine signifikante Rolle. Das bei 500 °C gewalzte AZ31-Blech zeigt eine große Kornfraktion deren Orientierung der Basalebene nicht parallel zur Blechebene ausgerichtet ist. Diese Kristallorientierung ermöglicht auch durch Basalgleitung eine Blechdickenabnahme, also eine Ausdünnung entlang der NR, ohne dass das Erreichen einer erhöhten biaxialen Umformbarkeit nicht möglich wäre.

Für die stranggepressten W1 Bänder (Abbildung 6.15 b)) zeigt sich ein ähnlich komplexes Bild, wie auch für die stranggepressten AZ31 Bänder. Der Messpunkt mit dem niedrigsten IE (3,1 mm) hat zudem eine eher schwache Texturintensität (4,5 m.r.d.). Hierbei handelt es sich um ein teilrekristallisiertes Gefüge, welches zwar eine schwache Textur aufweist, jedoch aufgrund der Vorverfestigung und stark deformierten Mikrostruktur nicht mehr genügend Dehnung für eine hohe biaxiale Umformung aufnehmen kann.

Bei den AZ31-Blechen kommt es bei abgeschwächter Textur zur Erhöhung der Umformbarkeit. Im Gegensatz dazu führt eine Wärmebehandlung bei den W1-Blechen zwar zu einer Texturabschwächung jedoch verringert sich dadurch der Ericksenwert signifikant von fast 7 mm auf 4 mm, bei einer Walztemperatur von 400 °C. In Korrelation mit der Textur lässt sich dieses Verhalten nicht erklären, da es durch die Glühung zu einer Texturabschwächung von 6,5 auf 4,6 m.r.d. und zu einer Randomisierung der basalen Flächen kommt. Im Gegensatz zu den W1-Blechen führte diese Entwicklung bei den AZ31 Blechen zu einer deutlichen Verbesserung der biaxialen Umformbarkeit.

Zudem weist die Bruchdehnung vom gewalzten Zustand der W1-Bleche (WR: 20,3 %; QR: 19,4%) annähernd gleiche Werte auf, wie die des wärmebehandelten Zustandes (WR: 24,2 %; QR: 21,7 %). Auf Grundlage der ähnlichen Bruchdehnung lässt sich ableiten, dass der erhöhte Ericksenwert mit einer bevorzugten Aktivierung von nonbasalen Gleitsystemen im gewalzten Zustand verbunden werden kann, da für den biaxialen Versuch Ausdünnung entlang der NR notwendig ist und der Zugversuch nur Verformung entlang der Blechebene komprimieren muss. Die Erörterung dieses Verhaltens erfolgt in Abschnitt 6.3.2.3..

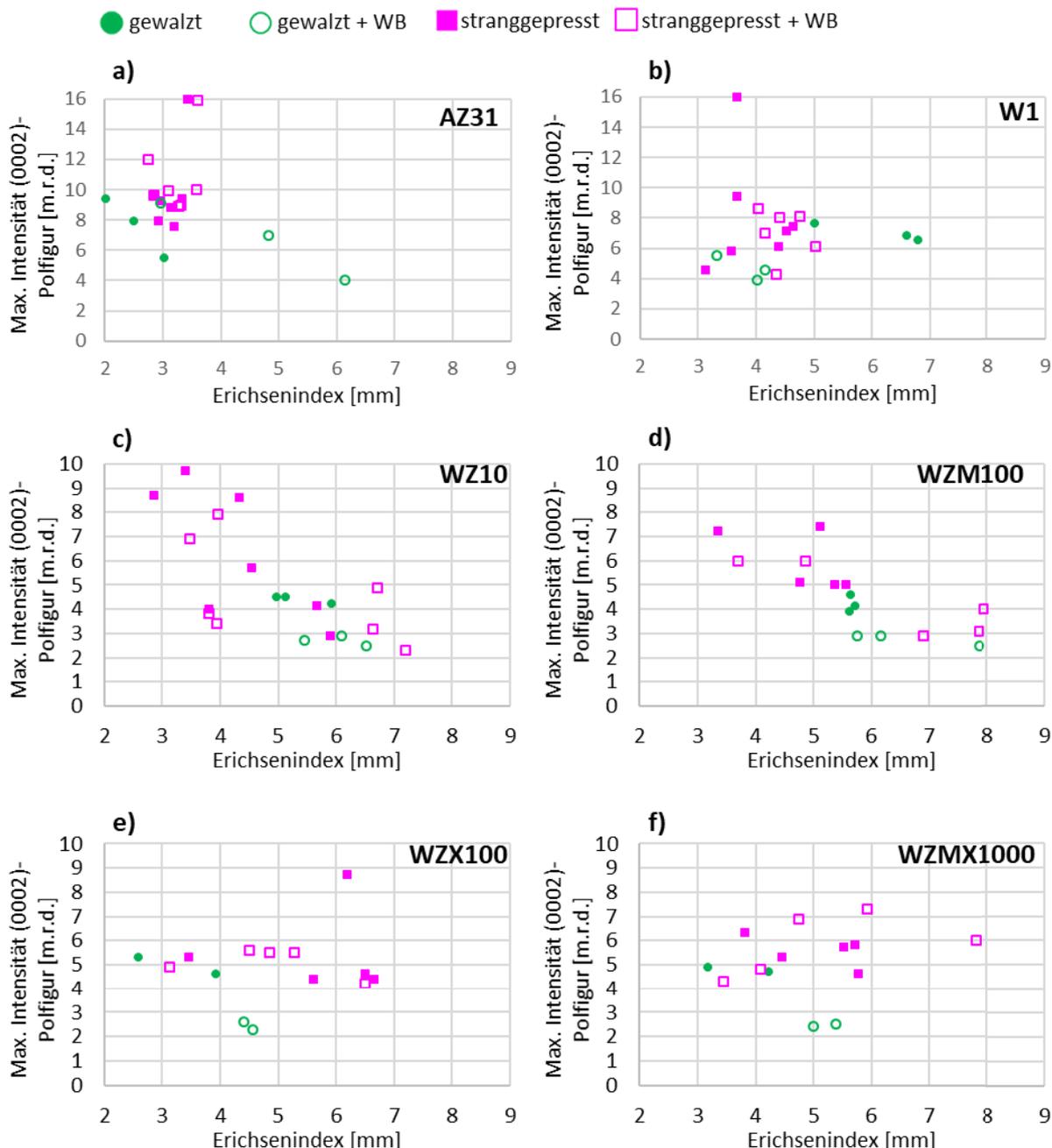


Abbildung 6.15: Abhängigkeit des Erichsenwert von der Texturintensität der (0002)-Polfigur; volle Symbole: Ausgangszustand; leere Symbole: wärmebehandelter Zustand (WB); Grün: gewalztes Blech; Pink: stranggepresstes Band; AZ31 Ergebnisse publiziert in [203]

Für die Legierung WZ10 und WZM100 (Abbildung 6.15 c) und d)) zeigt sich der erwartete Verlauf, nämlich eine Abnahme der Texturintensität, resultierend in einer Erhöhung des Erichsenwertes. Durch das Zulegieren von Zn zu der W1-Legierung kann die Umformbarkeit fast verdoppelt werden (WZ10 IE: 7,2 mm). Dieses Materialverhalten für Mg-Zn-SE (Y)-haltige Legierungen ist nicht ungewöhnlich, wie viele Studien bereits darlegten [25, 27, 29, 35, 36]. Chino et al. [25] konnten in Y-Zn haltigen Legierungen Erichsenwerte von an die 9 mm erreichen. Begründet wird dies durch eine Abschwächung und Verbreiterung des basalen Pols in Längs- und Querrichtung, wodurch die Aktivität von basalen Gleitsystemen erhöht wird. Aber auch die Aktivität der nichtbasalen Gleitmechanismen wird verstärkt. Dies geschieht durch eine Verringerung des Unterschieds in der kritischen aufgelösten Schubspannung (CRSS) zwischen basalem und non basalem Gleitsystemen, wodurch das Material mehr aus der Blechdicke fließt und die Duktilität steigt.

Wie den Ergebnissen für die stranggepressten und gewalzten WZ10-Bänder bzw. Blechen entnommen werden kann, ist die Orientierung der Körner der ausschlaggebende Faktor für eine hohe Umformbarkeit bei Raumtemperatur. Bei den WZ10 Blechen wird der höchste Erichsenwert in dem Zustand erreicht, bei dem die Textur die geringste Intensität hat und zusätzlich zu der SE-Komponente in QR die SE-Komponente in WR vorliegt, also bei der sogenannten quadrupolen Textur (siehe Abbildung 5.13). Der gleiche Befund zeigt sich bei den stranggepressten Bändern aus WZ10 (Abbildung 5.38). In Abbildung 5.47 ist für die Erichsenwerte ersichtlich, dass bis zu einer Strangpresstemperatur von 375 °C nach anschließender Glühung, der Erichsenwert kontinuierlich steigt und es ab 400 °C zu einer signifikanten Abnahme auf 4 mm kommt.

Diese Entwicklung lässt sich mit der Textur- bzw. mit der Mikrostrukturentwicklung erklären. Im Anhang in Abbildung 10.3 zeigt sich für die WZ10-Mikrostrukturen, dass bis zu einer Strangpresstemperatur von 375 °C ein teilrekristallisiertes Gefüge vorliegt und es durch die anschließende Glühung zur Ausbildung einer quadrupolen Textur kommt (Anhang: Abbildung 10.9). Dies geschieht nur durch die Kombination von statischen und dynamischen Rekristallisationsmechanismen. Die Textur ist unabdingbar für eine hohe Umformbarkeit in den Y-Zn-haltigen Legierungen. Es lässt sich also daraus Schlussfolgern, dass die Textur, sowie deren Intensität, der maßgebende Faktor für eine hohe biaxiale Umformbarkeit für diese Legierung ist. Die Entstehung der quadrupolen Textur für die stranggepressten Bänder und gewalzten Bleche wurde in Abschnitt 6.2.2 und Abschnitt 6.2.4 detailliert erörtert.

6.3.2.2 Einfluss der Zulegierungselemente, in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, auf die Umformbarkeit

Die Umformbarkeit von WZ10 kann durch Legierungserweiterung signifikant verändert werden. In Abbildung 6.16 sind für die stranggepressten Bänder legierungsabhängig die höchsten biaxialen Umformwerte in Korrelation mit der Textur dargestellt. AZ31 (T_s : 400 °C, schwarz), W1 (T_s : 325 °C, blau) und WZ10 (T_s : 375 °C, gelb) wurden im vorherigen Teil bereits diskutiert.

Wie schon aus Abbildung 6.15 zu erkennen ist, haben Mn und Ca unterschiedliche Einflüsse auf die Umformbarkeit von WZ10. Die Abhängigkeit der Texturintensität von der Umformbarkeit ist zwar durch Mn (WZM100) noch gegeben, im Gegensatz dazu scheint Ca die Abhängigkeit jedoch zu verändern. Mit steigendem Erichsenwert kommt es in WZX100 und WZMX1000 zu keiner deutlichen Verringerung der Texturintensität.

Durch Zulegieren von Mn, WZM100 (T_s : 350 °C, grün), lässt sich der Erichsenwert auf fast 8 mm erhöhen (siehe Abbildung 6.16). Die Textur scheint hier nicht der maßgebliche Faktor für die Verbesserung der Umformbarkeit zu sein. Da es, im Vergleich zu WZ10, in den Texturkomponenten und auch in der maximalen Intensität der (0002)-Polfigur keinen wesentlichen Unterschied gibt. Zudem ist nicht bekannt, dass Mn Einfluss auf die Aktivität bestimmter Verformungsmechanismen nimmt.

Folglich muss die Korngröße hier der Hauptfaktor für die Verbesserung der Umformbarkeit sein. Mit einer mittleren Korngröße von 20 µm ist WZM100 deutlich feinkörniger als WZ10 (KG: 27 µm). Es ist bekannt, dass die Zwillingsbildung abhängig von der Korngröße ist [16]. Meyers et al. [217] schlugen vor, dass eine größere Korngröße auf Grundlage der Hall-Petch-Beziehung zu einem niedrigeren CRSS für Zwillingsbildung führt. Daher ist anzunehmen, dass sich ein feinkörnigeres Gefüge besser umformen lässt, da ein geringerer Anteil an Zwillingen an der Vorformung teilnimmt. Zwillinge verzehren ganze Körner und richten sie so in eine harte Orientierung um, die für eine weitere Verformung nicht von Vorteil ist. Infolgedessen kommt es schneller zu einem Versagen des Materials. Auch Huang et al. [218] zeigten anhand einer AZ31-Legierung, dass im Falle einer kleinen Korngröße die eingeschränkte Aktivität der Zugzwillinge zu einer Verzögerung der Texturverfestigung führt. Dies begünstigt das basale Gleiten und ist für die verbesserte Tiefziehfähigkeit verantwortlich.

Über den gleichen Mechanismus, der korngößenabhängigen Zwillingsbildung, lassen sich die unterschiedlichen Umformeigenschaften von WZX100 und WZMX1000 erklären. Mit einer mittleren Korngröße von $21\ \mu\text{m}$ ist WZMX1000 (T_s : $325\ ^\circ\text{C}$, rot) ähnlich feinkörnig wie WZM100 und weist auch in der Textur Komponenten sowohl in SR als auch in QR auf. Diese Kombination aus quadrupoler Textur und feinkörniger Mikrostruktur führt zu einem Erichsenwert von $7,8\ \text{mm}$. Für WZX100 (T_s : $325\ ^\circ\text{C}$, lila) beträgt der höchste Erichsenwert nur $6,5\ \text{mm}$. Dies ist plausibel, da das Gefüge sehr grobkörnig ist ($52\ \mu\text{m}$) und sich auch die Textur, durch hauptsächlich nur einen Doppelpeak in SR, unterscheidet. Sie weist so gut wie keine Basalebene auf, die in QR gekippt sind. Folglich ist es für das Material schwieriger in alle Richtungen gleichmäßig zu fließen, wodurch sich der geringere Erichsenwert begründen lässt.

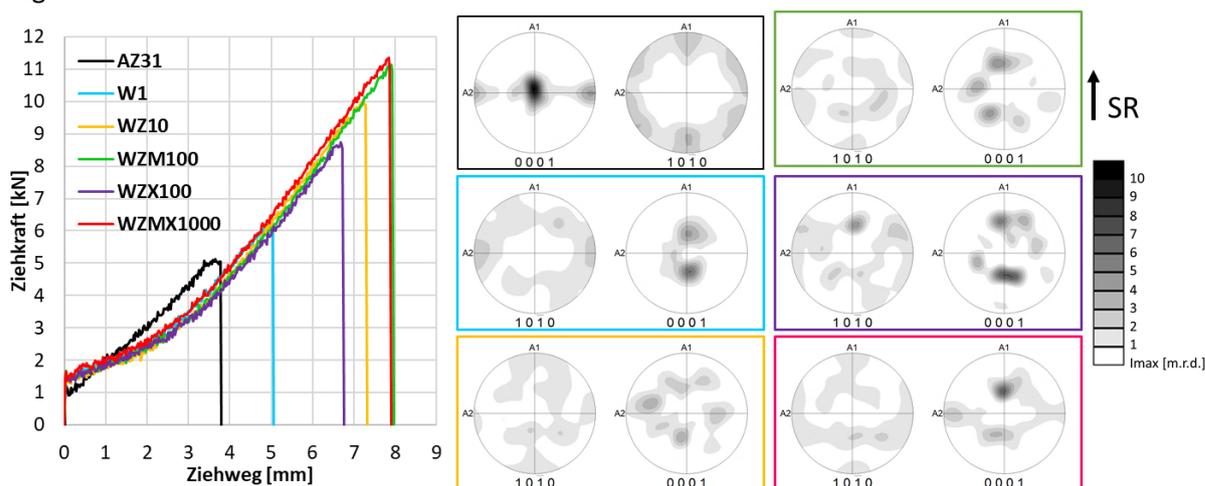


Abbildung 6.16: Erichsendiagramme (Ziehweg [mm] über Ziehkraft [kN]) für legierungsabhängig die höchsten Erichsenwerte der stranggepressten Bänder; AZ31 (T_s : $400\ ^\circ\text{C}$, schwarz); W1 (T_s : $325\ ^\circ\text{C}$, blau), WZ10 (T_s : $375\ ^\circ\text{C}$, gelb), WZM100 (T_s : $350\ ^\circ\text{C}$, grün), WZX100 (T_s : $325\ ^\circ\text{C}$, lila), WZMX1000 (T_s : $325\ ^\circ\text{C}$, rot)

Für die stranggepressten WZ10 und WZM100-Bänder kann die quadrupole Textur in einem Prozesstemperaturbereich von $325\ ^\circ\text{C}$ - $375\ ^\circ\text{C}$ durch eine anschließende Wärmebehandlung eingestellt werden. Dadurch wird ein Erichsenwerte von über $6\ \text{mm}$ möglich.

Zu beachten ist, dass die stranggepressten wärmebehandelten WZX100 und WZMX1000-Bänder sich nur bei einer Prozesstemperatur von $325\ ^\circ\text{C}$ gut umformen lassen. Ab $350\ ^\circ\text{C}$ kommt es zu einer signifikanten Verringerung des Erichsenwertes. Dieses Verhalten steht im Zusammenhang mit der Textur, da sich die quadrupole Textur ab Temperaturen über $325\ ^\circ\text{C}$ durch die anschließende Wärmebehandlung nicht mehr ausbilden lässt (siehe Abschnitt 6.2.2). Dies wurde bereits durch die beschleunigende Wirkung von Ca auf die DRX begründet.

Für WZ10 und WZM100 lässt sich ein teilrekristallisiertes Gefüge hingegen in einem Temperaturbereich von $325\ ^\circ\text{C}$ - $375\ ^\circ\text{C}$ Strangpressen und somit kann die quadrupole Textur durch eine anschließende Wärmebehandlung eingestellt werden. Der Einfluss des Zulegierungselemente auf die statische und dynamische Mikrostrukturentwicklung (Rekristallisationsverhalten) ist in Abschnitt 6.2.5 und 6.2.6, in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses, detailliert erläutert.

Für die gewalzten Bleche wird der Einfluss der Prozesstemperatur auf die legierungsabhängigen Umformeigenschaften noch deutlicher. AZ31, W1 und WZ10 wurden bereits diskutiert. Für die modifizierten WZ10-Bleche zeigte sich, dass die Textur der ausschlaggebende Faktor für eine hohe Umformbarkeit ist. Wie bei WZ10, wird auch bei WZM100 der höchste Erichsenwert von $7,9\ \text{mm}$ bei einer Walztemperatur von $400\ ^\circ\text{C}$ erreicht. Nur bei dieser Walztemperatur kann die quadrupole Textur ausgebildet werden, die für einen hohen Erichsenwert verantwortlich ist. Die Gründe für die Texturausbildung in Abhängigkeit der Walztemperatur wurden in Abschnitt 6.2.2 diskutiert.

Trotz ähnlicher Textur hat das WZM100-Blech, im Vergleich zu zum WZ10-Blech, einen höheren Erichsenwert. Dies kann, wie beim stranggepressten Material, auch hier mit der kleineren Korngröße (WZM100: 13 μm ; WZ10: 34 μm) und der damit verbundenen verzögerten Zwillingsbildung begründet werden.

Aufgrund der begrenzten Walzbarkeit (nur bis zu einer unteren Prozesstemperatur von 450 °C) von den Ca-haltigen Legierungen ist die maximale Umformbarkeit von WZX100 und WZMX1000 signifikant geringer (4,6 und 5,4 mm). Bei Walztemperaturen über 400 °C ist es in diesem Legierungssystem nicht möglich durch eine anschließende Wärmebehandlung eine quadrupole Textur auszubilden. Diese wird für eine homogene Verformung aus allen Blechrichtungen heraus, benötigt und resultiert in einem hohen IE.

Folglich zeigt sich, dass es sowohl beim Walzen als auch beim Strangpressen wichtig ist, den Einfluss der Legierungselemente und des Prozesses bzw. der Prozesstemperatur auf die Texturentwicklung zu kennen. Diese ist bis auf die Ausnahme des W1 Bleches, welches im Folgenden erörtert wird, maßgeblich für eine hohe Umformbarkeit verantwortlich. Eine hohe Umformbarkeit ist bei den Y-Zn-haltigen Legierungen nur dann erreichbar, wenn sich eine quadrupole Textur durch eine anschließende Wärmebehandlung ausbilden kann. Dies kann erst dann geschehen, wenn durch den Prozess entweder genügend Verformung (Walzen) oder ein teilrekristallisiertes Gefüge entsteht (Strangpressen). Legierungselemente, wie z.B. Ca, können das Rekristallisationsverhalten verändern. Wenn die Rekristallisation beim Strangpressen beschleunigt wird, begrenzt sich der Temperaturbereich, in dem sich ein teilrekristallisiertes Gefüge einstellen lässt. Dadurch wird es schwieriger, durch die anschließende Wärmebehandlung die quadrupole Textur auszubilden. Dieser Zusammenhang, zwischen prozess- und legierungsabhängiger Mikrostruktur und deren Einfluss auf die Texturentwicklung, wurde im Abschnitt 6.2 erörtert.

6.3.2.3 Bevorzugte Aktivierung von nonbasalen Gleitsystemen beim W1-Blech

Im vorherigen Abschnitt wurde aufgezeigt, dass bei den gewalzten W1-Blechen die Umformbarkeit nicht mit der Textur korreliert. Das heißt, die Umformbarkeit ist im gewalzten Blech, trotz starker basaler Textur höher als im wärmebehandelten Blech mit abgeschwächter Textur.

Zur Aufklärung dieses Verhaltens sind in Abbildung 6.17 KAM-Analysen anhand von EBSD-Messungen dargestellt, um den Grad der lokalen Vorformung abzubilden. Dargestellt ist das W1-Blech im gewalzten Zustand (a), nach der Wärmebehandlung (c) und zudem nach dem Erichsenversuch nahe der Bruchstelle (b: gewalzt; d: wärmebehandelt). Des Weiteren zeigt die Abbildung die lichtmikroskopische Aufnahme eines Längsschliffs der Bruchstelle vom Erichsentiefungsversuch (e, f). Die Kraft über den Ziehweg ist für diese Versuche in einem Diagramm (g) aufgezeigt.

Der gewalzte Zustand (a) zeigt einen sehr hohen Grad an Verformung, der durch die biaxiale Umformung (b) signifikant zunimmt. Das Blech ist in sich homogen verformt und eine hohe Anzahl an Scherbändern ist zu erkennen. Die Analyse des Bruchverhaltens (e) weist einen fast linearen Bruch in einem Winkel von ca. 45° auf. Auch im Verlauf der Ziehkurve der Erichsenversuche (g), ist die bereits vorhandene Verfestigung des gewalzten Zustandes zu erkennen.

Für den wärmebehandelten Zustand (c) ist ein geringer Grad an Verformung im Material vorhanden. Durch die biaxiale Umformung kommt es zu einer Zunahme der Versetzungsdichte, jedoch sind nur vereinzelt Zwillinge und Scherbänder vorhanden. Im Vergleich zum gewalzten Zustand ist nur partiell eine hohe Verformung zu erkennen, wobei hauptsächlich an den Zwillings- und Korngrenzen ein Versetzungsaufstau festzustellen ist. Das Bruchbild (f) hat einen diskontinuierlichen Verlauf und es ist

7 Zusammenfassung und Fazit

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss des Massivumformprozesses auf die Halbzeugeigenschaften für verschiedene Magnesiumknetlegierungen untersucht. Der Schwerpunkt lag hierbei in der Analyse des Einflusses der statischen als auch der dynamischen Rekristallisation auf die Mikrostruktur- und Texturentwicklung. Zudem wurden die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften und die biaxiale Umformbarkeit der Flachprodukte untersucht. Die Flachprodukte wurden mittels konventionellem Walzprozess und direktem Strangpressverfahren hergestellt. Die vorherrschenden Mechanismen für die Gefügeentwicklung sind beim Walzen die statische Rekristallisation und beim Strangpressen die dynamische Rekristallisation.

Eine Variation der Legierungszusammensetzung wurde durchgeführt, um das dynamische als auch statische Rekristallisationsverhalten unterschiedlich zu beeinflussen. Dies führte prozessabhängig zu einer Modifikation in der kristallographischen Orientierung, welche einen Einfluss auf die Halbzeugeigenschaften hat. Die Arbeit wurde daher an yttriumhaltigen Magnesiumlegierungen, mit Zn, Mn und Ca als Zulegierungselemente, durchgeführt (W1, WZ10, WZM100, WZX100, WZMX1000). Als Vergleichslegierung, ohne den Einfluss von Seltenen Erden (SE) auf die Rekristallisationsmechanismen, wurde AZ31 gewählt. Mit den aus der Erörterung erlangten Erkenntnissen in dieser Arbeit lassen sich die Fragestellungen aus der Zielsetzung klären:

Wie wird die Prozessierbarkeit durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses beeinflusst?

Im Strangpressprozess kommt es für die Legierung AZ31 (Mg-3Al-1Zn) lediglich maschinenbedingt zu einer unteren Prozessgrenze. Bei einer Strangpresstemperatur von 200 °C ist das Presskraftmaximum der Strangpresse (2,5MN) zu gering, um das Material zum Fließen zu bekommen. Im Gegensatz dazu weisen die yttriumhaltigen Legierungen ein materialbedingtes unteres Prozesslimit auf. Das heißt, es kommt bei zu geringen Prozesstemperaturen zu einem inhomogenen Materialfluss, der sich durch Schwankungen in der Prozesskraft auszeichnet. Dieses temperaturabhängige Verhalten kann in Relation zum Rekristallisationsverhalten der einzelnen Legierungen gesetzt werden. Ein inhomogener Materialfluss tritt nur dann auf, wenn die Mikrostruktur des stranggepressten Band teilrekristallisiert ist. Die Legierung W1 (Mg-1Y) zeigt bis zu einer Temperatur von 325 °C ein inhomogenes Fließen. Durch Zn wird in der Legierung WZ10 (Mg-1Y-0,5Zn) die dynamische Rekristallisation verzögert (inhomogenes Fließen bis 375 °C). Ca hingegen beschleunigt die dynamische Rekristallisation (inhomogenes Fließen bis 350 °C) in den Legierungen WZX100 (Mg-1Y-0,5Zn-0,15Ca) und WZMX1000 (Mg-1Y-0,5Zn-0,6Mn-0,15Ca). Im Vergleich zu WZ10 kann durch das Zulegieren von Mn in der Legierung WZM100 (Mg-1Y-0,5Zn-0,6Mn) kein Einfluss auf das Rekristallisationsverhalten und folglich auch nicht auf das Prozessfenster festgestellt werden.

Beim Walzen zeigt sich hier ein anders Bild. W1 und AZ31 haben ein ähnliches Prozessfenster (350-500 °C). WZ10 und WZM100 lassen sich bis zu einer unteren Prozessgrenze von 400 °C problemlos walzen und durch die Zugabe von Ca (WZX100 und WZMX1000) verkleinert sich der prozessierbare Bereich auf höhere Temperaturen von 450 °C bis 500 °C. Ein Effekt der Ausgangskorngröße des Vormaterials kann ausgeschlossen werden, da WZMX1000 feinkörniger als WZ10 ist. Nicht vollständig geklärt werden konnte, warum Ca die Prozessierbarkeit beim Walzen von WZX100 und WZMX1000 derart stark einschränkt. Weitere Studien sollten sich daher mit der Ausscheidungsbildung und über temperaturabhängige Aktivierung von Verformungsmechanismen beim Walzen in Y-Zn-Ca-haltigen Legierungen beschäftigen.

Wie verändern sich Mikrostruktur und Textur durch die Legierungselemente in Abhängigkeit des Herstellungsprozesses?

Bestimmend für die Texturen und Mikrostrukturen sind die im Prozess ablaufenden Verformungs- und Rekristallisationsmechanismen. Da, wie bereits aufgezeigt wurde, beim Walzen hauptsächlich die statische Rekristallisation (SRX) der vorherrschende Mechanismus ist und beim Strangpressen die dynamische Rekristallisation (DRX), kommt es prozessabhängig zu unterschiedlichen Texturen und Mikrostrukturen, auch wenn die Einsatztemperatur des Umformgutes vergleichbar ist. In der Mikrostrukturentwicklung zeigt sich, unabhängig des Herstellungsprozesses und der Legierung, ein Kornwachstum mit steigender Prozesstemperatur. Zudem ist deutlich ein Einfluss der anschließenden Wärmebehandlung, ausgenommen AZ31 im stranggepressten Zustand, auf die Gefüge zu erkennen. AZ31 weist keinen signifikanten Einfluss der Wärmebehandlung auf die Korngröße der stranggepressten Bänder auf und zudem verändert sich mit steigender Strangpresstemperatur deutlich die Kornform von globularen zu longitudinal gestreckten Körnern. Auch in der Texturentwicklung kommt es im stranggepressten Material zu einer Veränderung der Texturkomponenten mit Erhöhung der Prozesstemperatur. Bei niedrigen Strangpresstemperaturen (bis 400 °C) und in den gewalzten Zuständen zeigt AZ31, aufgrund von vorherrschender $\langle a \rangle$ Gleitung, eine basale $\{0001\}\langle 11-20 \rangle$ bzw. $\{0001\}\langle 10-10 \rangle$ Komponente, wobei es mit Erhöhung der Temperatur und durch die anschließende Wärmebehandlung zu einer Abschwächung der maximalen Intensität der (0002)-Polfigur kommt. Beim Strangpressen kommt es hingegen mit Erhöhung der Temperatur zur Bildung einer prismatischen $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ Komponente und $\langle 10-10 \rangle // SR$ Faser. Diese Texturentwicklung korreliert mit der Mikrostrukturentwicklung auf Basis einer kontinuierlichen DRX (CDRX). Da jedoch von einer Interaktion mehrerer Mechanismen auszugehen ist, ist die Annahme plausibel, dass neben der CDRX auch ein höherer Anteil von aktiven prismatischen Gleitsystemen zur Bildung der $\{10-10\}\langle 11-20 \rangle$ Komponente bzw. der $\langle 10-10 \rangle // SR$ Faser führen. Die hohen Umformgrade beim Strangpressen und die daraus resultierenden hohen Umformtemperaturen ermöglichen die Aktivierung von prismatischen Gleitsystemen.

Auch in den Yttrium-haltigen Legierungen wird bei hohen Strangpresstemperaturen eine vermehrte Aktivität von Prismengleitung durch eine Winkelverbreiterung der Basalflächen in Querrichtung beobachtet. Zudem kommt es zur Ausbildung der dynamisch SE-Texturkomponente bei niedrigen Strangpresstemperaturen. Hingegen in den gewalzten W1-Blechen sind nur basale Komponenten in den Texturen vorhanden. Bei Yttrium-haltigen Legierungen zeigt sich jedoch, dass hauptsächlich die Rekristallisationsmechanismen für die Ausbildung verschiedener Texturkomponenten maßgeblich verantwortlich sind.

Aufgrund der Verzögerung der Rekristallisation durch das Zulegieren von Zn zu W1, zeigte sich bei WZ10 sowohl beim Strangpressen als auch beim Walzen, eine deutliche Abhängigkeit der Rekristallisationsmechanismen von der Texturentwicklung und der Mikrostrukturentwicklung. Durch die Verzögerung der DRX als auch SRX weist sowohl die Mikrostruktur beim Walzen als auch beim Strangpressen eine deutliche Kornfeinung auf. In den Yttrium-Zink-haltigen Legierungen bildet sich durch die SRX (Walzen) die statische SE-Komponente (Doppel-Peak in QR) und durch die DRX (Strangpressen) die dynamische SE-Komponente (Doppel-Peak in SR) aus. Durch eine Wärmebehandlung von teilrekristallisiertem Gefügen (Strangpressen) oder stark verformten Gefügen (Walzen) ist es darüber hinaus möglich, dass beide Komponenten gleichzeitig in der (0002)-Polfigur vorhanden sind und somit eine quadrupole Textur aufweisen. Diese quadrupole Textur ist vorteilhaft für eine hohe biaxiale Umformbarkeit.

Bei den modifizierten WZ10-Legierungen (WZM100, WZX100, WZMX1000) zeigt sich ein Einfluss der Zulegierungselemente auf das statische und auch dynamische Rekristallisationsverhalten

(Mikrostrukturentwicklung) und folglich auch auf die Texturausbildung und die daraus resultierenden Materialeigenschaften. Der Einfluss von Mn (WZM100, WZMX1000) präsentiert sich lediglich in der bekannten kornfeinenden Wirkung, sowohl statisch beim Walzen als auch dynamisch beim Strangpressen. Jedoch ist kein Einfluss auf die Texturentwicklung im Vergleich zu WZ10 erkennbar.

Ein Einfluss des Herstellungsprozesses, also der Rekristallisationsmechanismen, auf die Gefügeentwicklung zeigt sich deutlich am Beispiel der Legierung WZX100. Beim Strangpressen kommt es durch das Zulegieren von Ca zu einer erhöhten Keimbildungsrate und folglich zu einer schnelleren DRX. Hingegen wird das dynamische Kornwachstum durch die Keime gehemmt. Die Beschleunigung der DRX durch Ca macht es nicht möglich ein teilrekristallisiertes Gefüge strangzupressen. Das teilrekristallisierte Gefüge wird jedoch benötigt, um mit Hilfe einer anschließende SRX, die quadrupole Textur auszubilden.

Im Walzprozess kommt es im Gegensatz zum Strangpressen zu einem beschleunigten Kornwachstum durch die SRX. Die Begründung hierfür ist, dass an den Korngrenzen kein Y detektiert werden konnte und damit der Solute-Drag-Effekt nicht vorhanden ist, welcher das Kornwachstum hemmt.

Es zeigte sich also, dass die im Prozess ablaufenden Rekristallisationsmechanismen für die Textur und die Mikrostruktur bestimmend sind. Diese sind neben dem angewandten Prozess und der verwendeten Prozesstemperatur auch stark von den Legierungselementen abhängig und können durch Zn in W1 gehemmt, bzw. durch Ca in WZ10 beschleunigt werden. Die Beschleunigung der dynamischen Rekristallisation im Strangpressprozess, welche durch Ca in WZX100 und WZMX1000 verstärkt wird, verhindert die Ausbildung der quadrupolen Textur bei einer anschließenden Glühung. Es konnte festgestellt werden, dass in einem vollständig dynamisch rekristallisierten Gefüge sich die Textur, durch eine anschließende Wärmebehandlung (SRX), nicht wesentlich verändern lässt.

Auch im Walzenprozess ist es nicht möglich, durch eine Begrenzung des Prozessbereiches (nur walzbar bis zu einer unteren Prozessgrenze von 450 °C), in WZX100 und WZMX1000 eine quadrupole Textur zu entwickeln.

Welchen Einfluss nimmt die Mikrostruktur und Textur auf die Halbzeugeigenschaften der Flachprodukte?

Anhand der durchgeführten Zugversuche zeigt die Legierung W1 als einzige Legierung ein klassisches Verfestigungsverhalten über den ganzen Temperaturbereich bzw. die Korngröße. Mit abnehmender Korngröße steigt die Streckgrenze, sowohl im stranggepressten als auch im gewalzten Zustand an. WZ10, WZM100, WZX100 und WZMX1000 haben im gewalzten und stranggepressten Zustand mit steigender Korngröße eine fast kontinuierliche lineare Abnahme der Streckgrenze. Im Vergleich zu W1 kommt es aber bei den anderen Y-Zn-haltigen Legierungen bei sehr kleinen Korngrößen zu einer Abweichung von der Hall-Petch-Beziehung, diese korreliert mit dem teilrekristallisierten Zustand des Gefüges.

Grundsätzliche abweichende Verläufe von der Hall-Petch-Beziehung und ein richtungsabhängiger Unterschied (Längs- und Querrichtung), die sich nicht mit der Mikrostruktur der Flachprodukte korrelieren lassen, können mit der kristallographischen Orientierung der Körner (Textur) in Zusammenhang gebracht werden. Hier zeigt die Legierung AZ31 am deutlichsten, aufgrund einer ausgeprägten Textur, Abweichungen vom klassischen Verfestigungsverhalten. Diese treffen in ähnlicher Weise auch auf die Abweichungen bei den Y-haltigen Legierungen zu.

Für das stranggepresste AZ31 zeigt sich im Gegensatz zum gewalztem AZ31, keine kontinuierliche Entwicklung der Streckgrenze in Abhängigkeit der Korngröße. Zudem zeigt sich noch ein leichter Anti-Hall-Petch-Effekt, was bedeutet, dass die Streckgrenze mit steigender Korngröße zunimmt. In dem

Zusammenhang ist klar zu erkennen, dass der dominierende Faktor für die Streckgrenze nicht die Korngröße, sondern die Orientierung der Körner (Textur) ist.

Es zeigt sich also, dass die bevorzugte Aktivierbarkeit der Basalgleitung die Streckgrenze bestimmt. Wenn es zu einer harten Orientierung kommt (starke Basallage), wird auch das Material schwieriger plastisch verformbar. Auch in den Fällen, in denen die Korngröße sehr ähnlich ist, kann das Argument der Korngröße vernachlässigt und das Verhalten aufgrund der Textur begründet werden. Folglich ist die Textur maßgeblich für die Anisotropie des Materials.

Im Gegensatz zum einachsigen Zugversuch wird bei der biaxialen Umformung eine Verformung entlang der NR benötigt. Die Herausforderung bei der Umformung bei Raumtemperatur ist daher, dass hauptsächlich die basalen Gleitsysteme aktiv sind und diese eine Verformung aus der Blechebene heraus nur bedingt ermöglichen. Um aus der Blechebene heraus zu verformen ist eine Kristallorientierung optimal, welche Basalflächen vorweist die aus der Blechebene heraus gekippt sind. Erst dadurch kann auch durch Basalgleitung eine Blechdickenabnahme, also eine Ausdünnung entlang der NR, stattfinden. Die für das Erreichen einer erhöhten biaxialen Umformbarkeit benötigt wird.

Es kann in dieser Arbeit in fast allen Fällen gezeigt werden, dass die Textur maßgebend für eine hohe Umformung ist. Für AZ31 kann durch eine signifikante Texturabschwächung auf 4 m.r.d. und eine leichte Winkelverbreiterung der Basalflächen, ein Erichsenindex von 6 mm erreicht werden. In der WZ10- und in den modifizierten WZ10-Legierungen kann in einem begrenzten Prozessbereich beim Walzen, wie auch beim Strangpressen, die quadrupole Textur ausgebildet werden. Diese quadrupole Textur kann beim Walzen nur durch einen hohen Verfestigungsgrad des Materials und beim Strangpressen nur durch eine Kombination von dynamischen und statischen Rekristallisationsmechanismen erzeugt werden. Für die Kombination beider Mechanismen wird als Ausgangszustand ein teilrekristallisiertes Gefüge benötigt. Da aufgezeigt wurde, dass in einem vollständig dynamisch rekristallisierten Gefüge sich die Textur, durch eine anschließende Wärmebehandlung (SRX), nicht wesentlich verändern lässt. Die quadrupole Textur ermöglicht durch die schwache Texturintensität und die hohen Kippwinkel von $\sim 45^\circ$ in SR und $\sim 60^\circ$ in QR der Basalebene, einen biaxiale Umformwerte von fast 8 mm (WZM100). Im Fall von W1 zeigt sich im stranggepressten Zustand eine Begrenzung der Umformbarkeit aufgrund der fehlenden Texturkomponente in QR. Folglich kann hier nur ein IE von 5 mm erreicht werden.

Die Ausnahme von der Regel, dass die Textur die Umformbarkeit bestimmt, zeigt sich am Beispiel von W1 im gewalzten Zustand. Hier konnte trotz einer starken basalen Textur (6,5 m.r.d.) ein IE von fast 7 mm erreicht werden. Durch die hohe Anzahl an Scherbändern können aufgrund von einer lokalisierten Verformung in den Scherbändern bestimmte Gleitsysteme, vor allem nonbasale, leichter aktiviert werden. Dies führt dazu, dass die vorhandenen Scherbänder die Hauptträger der Verformung sind und es so zu dem hohen Umformwert in dem gewalzten W1-Blech kommt.

Erweiterung des Standes der Technik und Ausblick:

Diese Arbeit beweist, wie wichtig es ist, sowohl den Prozess als auch die Legierungselemente zu kennen und deren Einfluss auf die Verformungs- und Rekristallisationsmechanismen zu verstehen. Es konnte eine klare Korrelation zwischen Prozessparametern, Mikrostruktur- bzw. Texturentwicklung und den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften und Umformeigenschaften für die in dieser Arbeit verwendeten Legierungen aufgezeigt und erörtert werden. Es zeigt sich, dass Legierungselemente in Abhängigkeit des Prozesses unterschiedliche Wirkungen auf die Mikrostruktur und Texturentwicklung haben können. Dies liegt an den vom Prozess abhängigen, vorherrschenden, dynamischen oder statischen Rekristallisationsmechanismen. Die umfassende Studie des Legierungseinflusses zeigen erstmals, dass Ca sich, in Hinblick auf eine Verbesserung der

Halbzeueigenschaften bei Raumtemperatur, nicht als Zulegierungselement für die WZ10-Legierung eignet. Dies gilt für Flachprodukte, welche sowohl durch den Walzprozess als auch durch das Strangpressen hergestellt wurden und konnte an einem beschleunigten statischen und dynamischen Rekristallisationsverhalten durch Ca und den resultierenden, veränderten Texturentwicklungen erstmals dargelegt werden. Diese fundamentalen Erkenntnisse erweitern den Stand der Technik über den Einfluss von Ca auf Yttrium-haltige Legierungen und sind in der aktuellen Literatur nicht zu finden. Zudem wird in dieser Arbeit erstmalig deutlich zwischen der statischen und dynamischen SE-Texturkomponente unterschieden und die Entwicklung der quadrupolen Textur in Abhängigkeit der Mikrostruktur von gewalzten als auch stranggepressten Flachprodukten detailliert erörtert. Die quadrupole Textur bewies sich als vielversprechendste Textur für eine hohe biaxiale Umformbarkeit. Zukünftige Arbeiten sollten sich mit einer Optimierung des Prozesses, oder einer Optimierung der jeweiligen Legierung beschäftigen, mit dem Ziel eine Verzögerung der Rekristallisation und somit eine Erweiterung des Prozessfensters zur Bildung der quadrupolen Textur zu erreichen.

8 Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Abkürzungen		Symbole	
//	parallel zu	A	Bruchdehnung
BSE	Rückstreukontrast	a	Gitterkonstante a
CDRX	kontinuierliche dynamische Rekristallisation	A ₀	Querschnitte des Strangpressbolzens
CRSS	kritische Schubspannung	A _g	Gleichmaßdehnung
DDRX	diskontinuierliche dynamische Rekristallisation	A _s	Querschnitte des Fachprodukts
DRX	dynamische Rekristallisation	c	Gitterkonstante c
EBSD	Elektronenrückstreubeugung	d	Korngröße
EDX	energiedispersiver Röntgenspektroskopie	d	Abstand der Kristallebenen
FIB	Focussed Ion Beam	d ₀	Ausgangsdicke
GOS	Grain Orientation Spread	D ₀	Durchmesser des Strangpressbolzens
HCP	hexagonal dichtest gepackten Kristallstruktur	d ₁	Blechdicke
IE	Erichsenindex	F _G	Presskraft
KAM	Kernel Average Misorientation	F _M	Matrizenkraft
m.r.d.	multiples of a random distribution	F _R	Reibungskraft
NR	Normalenrichtung	I _{max}	maximale Texturintensität
ODF	Orientierungsverteilungsfunktion	k _f	Fließspannung
OM	optischer Mikroskopie	l ₀	Länge des Strangpressbolzens
OPS	oxide polishing suspension	l _R	Pressrestlänge
QR	Querrichtung	m	Schmidfaktor
QR	Querrichtung	n	Ordnung der Beugung
REM	Rasterelektronenmikroskop	R	Pressverhältnis
RT	Raumtemperatur	R _m	Zugfestigkeit
RX	Rekristallisation	R _{p0,2}	Streckgrenze
SE	Seltene Erden	T _s	Strangpresstemperatur
SR	Strangpressrichtung	T _w	Walztemperatur
SRX	statische Rekristallisation	θ	Bragg'schen Winkel
STEM	Rastertransmissionselektronenmikroskop	κ	Hall-Petch-Konstante
WR	Walzrichtung	κ	Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitebene
XRD	Röntgendiffraktion	λ	Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitebene
		λ	Röntgenstrahlen der Wellenlänge
		σ	Spannung
		τ	Schubspannung
		τ _s	Scherspannung
		φ	Umformgrad
		ψ	Kippwinkel

9 Literaturverzeichnis

- [1] Mordike, B.L. and Ebert, T., *Magnesium - Properties - applications - potential*. Materials Science and Engineering: A, 2001. 302(1): p. 37-45.
- [2] Hirsch, J. and Al-Samman, T., *Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications*. Acta Materialia, 2013. 61(3): p. 818-843.
- [3] ASTM, *B275-13 Standard Practice for Codification of Certain Nonferrous Metals and Alloys, Cast and Wrought*. 2013.
- [4] Jiang, M.G., Xu, C., Yan, H., et al., *Unveiling the formation of basal texture variations based on twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy during extrusion*. Acta Materialia, 2018. 157: p. 53-71.
- [5] Jiang, M.G., Xu, C., Nakata, T., et al., *Rare earth texture and improved ductility in a Mg-Zn-Gd alloy after high-speed extrusion*. Materials Science and Engineering: A, 2016. 667: p. 233-239.
- [6] Zeng, Z.R., Zhu, Y.M., Xu, S.W., et al., *Texture evolution during static recrystallization of cold-rolled magnesium alloys*. Acta Materialia, 2016. 105: p. 479-494.
- [7] Chen, W.Z., Wang, X., Kyalo, M.N., et al., *Yield strength behavior for rolled magnesium alloy sheets with texture variation*. Materials Science and Engineering: A, 2013. 580: p. 77-82.
- [8] Stanford, N. and Barnett, M.R., *Solute strengthening of prismatic slip, basal slip and twinning in Mg and Mg-Zn binary alloys*. International Journal of Plasticity, 2013. 47: p. 165-181.
- [9] Blake, A.H. and Caceres, C.H., *Solid-solution hardening and softening in Mg-Zn alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 483-84: p. 161-163.
- [10] Liu, X., Jonas, J.J., Li, L.X., et al., *Flow softening, twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium*. Materials Science and Engineering: A, 2013. 583: p. 242-253.
- [11] Herrera-Solaz, V., Hidalgo-Manrique, R., Perez-Prado, M.T., et al., *Effect of rare earth additions on the critical resolved shear stresses of magnesium alloys*. Materials Letters, 2014. 128: p. 199-203.
- [12] Baczmanski, A., Wronski, M., Kot, P., et al., *The role of basal slip in the generation of intergranular stresses in magnesium alloy studied using X-ray diffraction and modelling*. Materials & Design, 2021. 202: p. 109543.
- [13] Koike, J., Kobayashi, T., Mukai, T., et al., *The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys*. Acta Materialia, 2003. 51(7): p. 2055-2065.
- [14] Kläumünzer, D., Hernandez, J.V., Yi, S., et al. *Magnesium Process and Alloy Development for Applications in the Automotive Industry*. in *Magnesium Technology 2019*. Springer, Cham.
- [15] Xu, Y.Z., Li, J.Y., Qi, M.F., et al., *Enhanced mechanical properties of Mg-Zn-Y-Zr alloy by low-speed indirect extrusion*. Journal of Materials Research and Technology, 2020. 9(5): p. 9856-9867.
- [16] Jain, A., Duygulu, O., Brown, D.W., et al., *Grain size effects on the tensile properties and deformation mechanisms of a magnesium alloy, AZ31B, sheet*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 486(1-2): p. 545-555.
- [17] Gottstein, G. and Al Samman, T. *Texture development in pure Mg and Mg alloy AZ31*. in *Materials Science Forum*. 2005. Trans Tech Publications, Ltd.
- [18] Yi, S.B., Brokmeier, H.G., and Letzig, D., *Microstructural evolution during the annealing of an extruded AZ31 magnesium alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2010. 506(1): p. 364-371.
- [19] Styczynski, A., Hartig, C., Bohlen, J., et al., *Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy*. Scripta Materialia, 2004. 50(7): p. 943-947.
- [20] Jeong, H.T. and Ha, T.K., *Texture development in a warm rolled AZ31 magnesium alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. 187: p. 559-561.
- [21] Humphreys, F.J. and Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2004, Oxford: Elsevier.
- [22] Kim, Y.M., Mendis, C., Sasaski, T., et al., *Static recrystallization behaviour of cold rolled Mg-Zn-Y alloy and role of solute segregation in microstructure evolution*. Scripta Materialia, 2017. 136: p. 41-45.
- [23] Sandlöbes, S., Zaefferer, S., Schestakow, I., et al., *On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg-Y alloys*. Acta Materialia, 2011. 59(2): p. 429-439.
- [24] Bohlen, J., Wendt, J., Nienaber, M., et al., *Calcium and zirconium as texture modifiers during rolling and annealing of magnesium-zinc alloys*. Materials Characterization, 2015. 101: p. 144-152.
- [25] Chino, Y., Sassa, K., and Mabuchi, M., *Texture and stretch formability of a rolled Mg-Zn alloy containing dilute content of Y*. Materials Science and Engineering: A, 2009. 513-14: p. 394-400.

- [26] Mouhib, F.Z., Sheng, F.Y., Mandia, R., et al., *Texture Selection Mechanisms during Recrystallization and Grain Growth of a Magnesium-Erbium-Zinc Alloy*. Metals, 2021. 11(1).
- [27] Bian, M.Z., Huang, X.S., Mabuchi, M., et al., *Compositional optimization of Mg-Zn-Sc sheet alloys for enhanced room temperature stretch formability*. Journal of Alloys and Compounds, 2020. 818: p. 152891.
- [28] Chino, Y., Ueda, T., Otomatsu, Y., et al., *Effects of Ca on Tensile Properties and Stretch Formability at Room Temperature in Mg-Zn and Mg-Al Alloys*. Materials Transactions, 2011. 52(7): p. 1477-1482.
- [29] Nienaber, M., Kainer, K.U., Letzig, D., et al., *Processing Effects on the Formability of Extruded Flat Products of Magnesium Alloys*. Frontiers in Materials, 2019. 6.
- [30] Cano-Castillo, G., Victoria-Hernandez, J., Bohlen, J., et al., *Effect of Ca and Nd on the microstructural development during dynamic and static recrystallization of indirectly extruded Mg-Zn based alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2020. 793.
- [31] Hantzsche, K., Bohlen, J., Wendt, J., et al., *Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets*. Scripta Materialia, 2010. 63(7): p. 725-730.
- [32] Mackenzie, L.W.F. and Pegguleryuz, M.O., *The recrystallization and texture of magnesium-zinc-cerium alloys*. Scripta Materialia, 2008. 59(6): p. 665-668.
- [33] Cottam, R., Robson, J., Lorimer, G., et al., *Dynamic recrystallization of Mg and Mg-Y alloys: Crystallographic texture development*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 485(1-2): p. 375-382.
- [34] Farzadfar, S.A., Martin, E., Sanjari, M., et al., *Texture weakening and static recrystallization in rolled Mg-2.9Y and Mg-2.9Zn solid solution alloys*. Journal of Materials Science, 2012. 47(14): p. 5488-5500.
- [35] Chino, Y., Huang, X.S., Suzuki, K., et al., *Influence of Zn concentration on stretch formability at room temperature of Mg-Zn-Ce alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2010. 528(2): p. 566-572.
- [36] Cai, Z.X., Jiang, H.T., Tang, D., et al., *Texture and stretch formability of rolled Mg-Zn-RE(Y, Ce, and Gd) alloys at room temperature*. Rare Metals, 2013. 32(5): p. 441-447.
- [37] Stanford, N. and Barnett, M., *Effect of composition on the texture and deformation behaviour of wrought Mg alloys*. Scripta Materialia, 2008. 58(3): p. 179-182.
- [38] Rokhlin, L.L., *Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties*. Vol. 1. 2003: Crc Press.
- [39] Sandlöbes, S., Friák, M., Zaefferer, S., et al., *The relation between ductility and stacking fault energies in Mg and Mg-Y alloys*. Acta Materialia, 2012. 60(6-7): p. 3011-3021.
- [40] Bian, M.Z., Sasaki, T.T., Suh, B.C., et al., *A heat-treatable Mg-Al-Ca-Mn-Zn sheet alloy with good room temperature formability*. Scripta Materialia, 2017. 138: p. 151-155.
- [41] Guan, D., Liu, X., Gao, J., et al., *Exploring the mechanism of "Rare Earth" texture evolution in a lean Mg-Zn-Ca alloy*. Scientific Reports, 2019. 9(1): p. 7152.
- [42] Chaudry, U.M., Kim, T.H., Park, S.D., et al., *Effects of calcium on the activity of slip systems in AZ31 magnesium alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2019. 739: p. 289-294.
- [43] Ha, C., Bohlen, J., Yi, S., et al., *Influence of Nd or Ca addition on the dislocation activity and texture changes of Mg-Zn alloy sheets under uniaxial tensile loading*. Materials Science and Engineering: A, 2019. 761.
- [44] Ha, C., Bohlen, J., Zhou, X., et al., *Texture development and dislocation activities in Mg-Nd and Mg-Ca alloy sheets*. Materials Characterization, 2021. 175.
- [45] Cho, D.H., Nam, J.H., Lee, B.W., et al., *Effect of Mn addition on grain refinement of biodegradable Mg-4Zn-0.5Ca alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2016. 676: p. 461-468.
- [46] Cao, P., Qian, M., and StJohn, D.H., *Effect of manganese on grain refinement of Mg-Al based alloys*. Scripta Materialia, 2006. 54(11): p. 1853-1858.
- [47] Gu, J., Huang, Y., Zhang, M., et al., *Effects of Mn and Zn Solute on Grain Refinement of Commercial Pure Magnesium*, in *Magnesium Technology 2017*. 2017. p. 191-198.
- [48] Nienaber, M., Bohlen, J., Victoria-Hernández, J., et al. *Cold Formability of Extruded Magnesium Bands*. 2020. Springer, Cham.
- [49] Javaid, A. and Czerwinski, F., *Effect of hot rolling on microstructure and properties of the ZEK100 alloy*. Journal of Magnesium and Alloys, 2019. 7(1): p. 27-37.
- [50] Guo, F., Zhang, D.F., Yang, X.S., et al., *Effect of rolling speed on microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloys rolled with a wide thickness reduction range*. Materials Science and Engineering: A, 2014. 619: p. 66-72.
- [51] Sanjari, M., Kabir, A.S.H., Farzadfar, A., et al., *Promotion of texture weakening in magnesium by alloying and thermomechanical processing. II: rolling speed*. Journal of Materials Science, 2013. 49(3): p. 1426-1436.

- [52] Huang, X.S., Suzuki, K., Chino, Y., et al., *Influence of initial texture on rolling and annealing textures of Mg-3Al-1Zn alloy sheets processed by high temperature rolling*. Journal of Alloys and Compounds, 2012. 537: p. 80-86.
- [53] Jin, L., Dong, J., Wang, R., et al., *Effects of hot rolling processing on microstructures and mechanical properties of Mg-3%Al-1%Zn alloy sheet*. Materials Science and Engineering: A, 2010. 527(7-8): p. 1970-1974.
- [54] Nienaber, M., *Prozessparameterstudie an stranggepressten Magnesiumflachprofilen aus ME21*. 2018.
- [55] Bohlen, J., Yi, S.B., Letzig, D., et al., *Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion*. Materials Science and Engineering: A, 2010. 527(26): p. 7092-7098.
- [56] Zhang, B.P., Geng, L., Huang, L.J., et al., *Enhanced mechanical properties in fine-grained Mg-1.0Zn-0.5Ca alloys prepared by extrusion at different temperatures*. Scripta Materialia, 2010. 63(10): p. 1024-1027.
- [57] Zeng, Z., Stanford, N., Davies, C.H.J., et al., *Magnesium extrusion alloys: a review of developments and prospects*. International Materials Reviews, 2018. 64(1): p. 27-62.
- [58] Meza-Garcia, E., Bohlen, J., Yi, S., et al., *Influence of alloying elements and extrusion process parameter on the recrystallization process of Mg-Zn alloys*. Materials Today-Proceedings, 2015. 2: p. 19-25.
- [59] Gottstein, G., *Material -und Werkstofftechnik - Physikalische Grundlagen*. 2014, Berlin.
- [60] Hantzsche, K., *Zur Texturentwicklung von gewalzten Seltenen-Erd-haltigen Magnesium-Knetlegierungen*. 2014, Berlin (Diss.).
- [61] Borhardt-Ott, W. and Sowa, H., *Kristallographie*. 2013, Göttingen: Springer Spektrum.
- [62] Beck, A., *Magnesium und seine Legierungen*. 1939, Berlin.
- [63] Yoo, M.H., *Slip, Twinning, and Fracture in Hexagonal Close-Packed Metals*. Metallurgical Transactions A, 1981. 12(3): p. 409-418.
- [64] Prasad, Y.V.R.K. and Rao, K.P., *Effect of crystallographic texture on the kinetics of hot deformation of rolled Mg-3Al-1Zn alloy plate*. Materials Science and Engineering: A, 2006. 432(1-2): p. 170-177.
- [65] Ion, S.E., Humphreys, F.J., and White, S.H., *Dynamic Recrystallization and the Development of Microstructure during the High-Temperature Deformation of Magnesium*. Acta Metallurgica, 1982. 30(10): p. 1909-1919.
- [66] Obara, T., Yoschinga, H. und Morozumi, H., *{11-22}< 1123> Slip system in magnesium*. Acta Metallurgica, 1973. 21(7): p. 845-853.
- [67] von Mises, R., *Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen.*, in *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*. 1928. p. 161-185.
- [68] Prtridge, P.G., *The crystallography and deformation modes of hexagonal close packed metals*, in *International Materials Review*. 1967. p. 169-194.
- [69] Barnett, M.R., *Twinning and the ductility of magnesium alloys Part I: "Tension" twins*. Materials Science and Engineering: A, 2007. 464(1-2): p. 1-7.
- [70] Barnett, M.R., *Twinning and the ductility of magnesium alloys Part II. "Contraction" twins*. Materials Science and Engineering: A, 2007. 464(1-2): p. 8-16.
- [71] Jain, A. and Agnew, S.R., *Modeling the temperature dependent effect of twinning on the behavior of magnesium alloy AZ31B sheet*. Materials Science and Engineering: A, 2007. 462(1-2): p. 29-36.
- [72] Yoo, M.H., Morris, J.R., Ho, K.M., et al., *Nonbasal Deformation Modes of HCP Metals and Alloys: Role of Dislocation Source and Mobility*, in *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002. p. 813-822.
- [73] Zeng, X., *Deformation and recrystallization mechanisms of Mg-Al-Nd and Mg-Zn-Nd alloys*, in *Fakultät III – Prozesswissenschaften*. 2021, Technischen Universität Berlin: Berlin.
- [74] Nave, M.D. and Barnett, M.R., *Microstructures and textures of pure magnesium deformed in plane-strain compression*. Scripta Materialia, 2004. 51(9): p. 881-885.
- [75] Barnett, M.R., Keshavarz, Z., Beer, A.G., et al., *Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn*. Acta Materialia, 2004. 52(17): p. 5093-5103.
- [76] Mann, G., Griffiths, J.R., and Caceres, C.H., *Hall-Petch parameters in tension and compression in cast Mg-2Zn alloys*. Journal of Alloys and Compounds, 2004. 378(1-2): p. 188-191.
- [77] Yuan, W., Panigrahi, S.K., Su, J.Q., et al., *Influence of grain size and texture on Hall-Petch relationship for a magnesium alloy*. Scripta Materialia, 2011. 65(11): p. 994-997.
- [78] Bohlen, J., Dobron, P., and Meza Garcia, E., *The Effect of Grain Size on the Deformation Behaviour of Magnesium Alloys Investigated by the Acoustic Emission Technique*, in *Advanced Engineering Materials*. 2006. p. 422-427.
- [79] Ding, H.L., Shi, X.B., Wang, Y.Q., et al., *Texture weakening and ductility variation of Mg-2Zn alloy with CA or RE addition*. Materials Science and Engineering: A, 2015. 645: p. 196-204.

- [80] Chai, Y.F., Jiang, B., Song, J.F., et al., *Improvement of mechanical properties and reduction of yield asymmetry of extruded Mg-Sn-Zn alloy through Ca addition*. Journal of Alloys and Compounds, 2019. 782: p. 1076-1086.
- [81] Bohlen, J., Nurnberg, M.R., Senn, J.W., et al., *The texture and anisotropy of magnesium-zinc-rare earth alloy sheets*. Acta Materialia, 2007. 55(6): p. 2101-2112.
- [82] Doege, E. and Behrens, B.-A., *Massivumformung*, in *Handbuch Umformtechnik*, E. Doege and B.-A. Behrens, Editors. 2010, Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg. p. 469-711.
- [83] Friedrich, H.E., *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. 2013: Springer Fachmedien Wiesbaden.
- [84] Bohlen, J., Kurz, G., Yi, S., et al., *Rolling of magnesium alloys*, in *Advances in Wrought Magnesium Alloys*. 2012, Woodhead Publishing Cambridge, UK. p. 346-375.
- [85] Pekguleryuz, M.O., *Current developments in wrought magnesium alloys*, in *Advances in wrought magnesium alloys*. 2012, Woodhead Publishing Limited. p. 13-16.
- [86] Bargel, H.-J. and Schulze, G., *Werkstoffkunde*. 2012, Heidelberg.
- [87] Becker, J., Bogon, P., Gers, H., et al., *Magnesium-Knetlegierungen für den Automobilbau*. ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift, 2005. 107(10): p. 922-929.
- [88] Menzen, P., *Technologie des Walzens*, in *Magnesium und seine Legierungen*, H. Altwicker, et al., Editors. 2001, Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg. p. 398-408.
- [89] Jin, Q.L., Shim, S.Y., and Lim, S.G., *Correlation of microstructural evolution and formation of basal texture in a coarse grained Mg-Al alloy during hot rolling*. Scripta Materialia, 2006. 55(9): p. 843-846.
- [90] Kammer, C., *Magnesium Taschenbuch*. 2000, Düsseldorf: Beuth.
- [91] Friedrich, H.E. and Mordike, B.L., *Magnesium technology: metallurgy, design data, applications* 2006, Heidelberg: Springer-Verlag.
- [92] Bauser, M., *Strangpressen*. 2001, Düsseldorf: Aluminium-Verlag.
- [93] Lange, K., *Umformtechnik*. Vol. 2. 1988: Springer-Verlag.
- [94] Atwell, D.L. and Barnett, M.R., *Extrusion limits of magnesium alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007. 38a(12): p. 3032-3041.
- [95] Lass, J.-F., *Untersuchungen zur Entwicklung einer magnesiumgerechten Strangpresstechnologie*, in *Fakultät für Maschinenbau*. 2005, Universität Hannover: Hannover.
- [96] Sillekens, W.H., van Westrum, J.A.F.M.S., den Bakker, A.J., et al. *Hydrostatic extrusion of magnesium: Process mechanics and performance*. in *Materials Science Forum*. 2003. Trans Tech Publications, Ltd.
- [97] Raabe, D., *Recovery and Recrystallization: Phenomena, Physics, Models, Simulation*, in *Physical Metallurgy*. 2014. p. 2291-2397.
- [98] Roos, E. and Maile, K., *Werkstoffkunde für Ingenieure*. 2015, Berlin: Springer-Verlag.
- [99] Weißbach, W., *Werkstoffkunde*. 2012, Wiesbaden: Vieweg+Teubner.
- [100] Doherty, R.D., Hughes, D.A., Humphreys, F.J., et al., *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering: A, 1997. 238(2): p. 219-274.
- [101] Barnett, M.R., Sullivan, A., Stanford, N., et al., *Texture selection mechanisms in uniaxially extruded magnesium alloys*. Scripta Materialia, 2010. 63(7): p. 721-724.
- [102] Sun, D.K., Chang, C.P., and Kao, P.W., *Microstructural Aspects of Grain Boundary Bulge in a Dynamically Recrystallized Mg-Al-Zn Alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010. 41a(7): p. 1864-1870.
- [103] Murphy, A.D. and Allison, J.E., *The Recrystallization Behavior of Unalloyed Mg and a Mg-Al Alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018. 49a(5): p. 1492-1508.
- [104] Lentz, M., Gall, S., Schmack, F., et al., *Hot working behavior of a WE54 magnesium alloy*. Journal of Materials Science, 2013. 49(3): p. 1121-1129.
- [105] Kula, A., Tokarski, T., and Niewczas, M., *Strain Localization During Compressive Deformation of Mg-Gd Alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020. 51(8): p. 3742-3748.
- [106] Basu, I. and Al-Samman, T., *Triggering rare earth texture modification in magnesium alloys by addition of zinc and zirconium*. Acta Materialia, 2014. 67: p. 116-133.
- [107] Basu, I. and Al-Samman, T., *Competitive twinning behavior in magnesium and its impact on recrystallization and texture formation*. Materials Science and Engineering: A, 2017. 707: p. 232-244.
- [108] Basu, I. and Al-Samman, T., *Hierarchical Twinning Induced Texture Weakening in Lean Magnesium Alloys*. Frontiers in Materials, 2019. 6.
- [109] Al-Samman, T., *Modification of texture and microstructure of magnesium alloy extrusions by particle-stimulated recrystallization*. Materials Science and Engineering: A, 2013. 560: p. 561-566.
- [110] Robson, J.D., Henry, D.T., and Davis, B., *Particle effects on recrystallization in magnesium-manganese alloys: Particle-stimulated nucleation*. Acta Materialia, 2009. 57(9): p. 2739-2747.
- [111] Rios, P.R., Siciliano, F., Sandim, H.R.Z., et al., *Nucleation and Growth During Recrystallization*. Materials Research, 2005. 8: p. 225-238.

- [112] Lee, Y.C., Dahle, A.K., and StJohn, D.H., *The role of solute in grain refinement of magnesium*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000. 31(11): p. 2895-2906.
- [113] Barrett, C.D., Imandoust, A., Oppedal, A.L., et al., *Effect of grain boundaries on texture formation during dynamic recrystallization of magnesium alloys*. Acta Materialia, 2017. 128: p. 270-283.
- [114] Shi, B.Q., Chen, R.S., and Ke, W., *Effects of yttrium and zinc on the texture, microstructure and tensile properties of hot-rolled magnesium plates*. Materials Science and Engineering: A, 2013. 560: p. 62-70.
- [115] Hadorn, J.P., Hantzsche, K., Yi, S., et al., *Role of Solute in the Texture Modification During Hot Deformation of Mg-Rare Earth Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011. 43(4): p. 1347-1362.
- [116] Zeng, Y., Jiang, B., Huang, D., et al., *Effect of Ca addition on grain refinement of Mg-9Li-1Al alloy*. Journal of Magnesium and Alloys, 2013. 1(4): p. 297-302.
- [117] Lee, Y.C., Dahle, A.K., and StJohn, D.H., *Grain Refinement of Magnesium*, in *Essential Readings in Magnesium Technology*, S.N. Mathaudhu, et al., Editors. 2016, Springer International Publishing: Cham. p. 247-254.
- [118] Kim, B., Hong, C.H., Kim, J.C., et al., *Factors affecting the grain refinement of extruded Mg-6Zn-0.5Zr alloy by Ca addition*. Scripta Materialia, 2020. 187: p. 24-29.
- [119] Jiang, B., Liu, W.J., Qiu, D., et al., *Grain refinement of Ca addition in a twin-roll-cast Mg-3Al-1Zn alloy*. Materials Chemistry and Physics, 2012. 133(2-3): p. 611-616.
- [120] Hofstetter, J., Ruedi, S., Baumgartner, I., et al., *Processing and microstructure-property relations of high-strength low-alloy (HSLA) Mg-Zn-Ca alloys*. Acta Materialia, 2015. 98: p. 423-432.
- [121] Kurz, G., Nienaber, M., Bohlen, J., et al. *Variation of Extrusion Process Parameter for the Magnesium Alloy ME21*. in *Magnesium Technology 2020*. Springer Cham.
- [122] Chino, Y. and Mabuchi, M., *Enhanced stretch formability of Mg-Al-Zn alloy sheets rolled at high temperature (723K)*. Scripta Materialia, 2009. 60(6): p. 447-450.
- [123] Myshlyayev, M.M. and McQueen, H.J., *Twinning, dynamic recovery and recrystallization in hot worked Mg-Al-Zn alloy*, in *Materials Science and Engineering: A*. 2002. p. 121-133.
- [124] McQueen, H.J. and Bourell, D.L., *Hot Workability of Metals and Alloys*. JOM, 1987. 39(9): p. 28-35.
- [125] Sun, D.K., Chang, C.P., and Kao, P.W., *Microstructural study of strain localization in hot compressed Mg-3Al-1Zn alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2010. 527(26): p. 7050-7056.
- [126] Stanford, N. and Barnett, M.R., *The origin of "rare earth" texture development in extruded Mg-based alloys and its effect on tensile ductility*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 496(1-2): p. 399-408.
- [127] Sandlobes, S., Schestakow, I., Yi, S.B., et al., *The relation between shear banding, microstructure and mechanical properties in Mg and Mg-Y alloys*. Materials Science Forum 2011. 690: p. 202-205.
- [128] Wassermann, G. and Grewen, J., *Texturen metallischer Werkstoffe*. 1962, Berlin / Göttingen / Heidelberg: Springer-Verlag.
- [129] Wang, Y.N. and Huang, J.C., *Texture analysis in hexagonal materials*, in *Materials Chemistry and Physics*. 2003. p. 11-26.
- [130] Brokmeier, H.G., *Hot Rectangular Extrusion Textures of Six Mg-Alloys Via Neutron Diffraction*. Advanced Engineering Materials, 2018. 20(4).
- [131] Perez-Prado, M.T., del Valle, J.A., Contreras, J.M., et al., *Microstructural evolution during large strain hot rolling of an AM60 Mg alloy*. Scripta Materialia, 2004. 50(5): p. 661-665.
- [132] Dillamore, I.L., Hadden, P., and Stratford, D.J., *Texture Control and the Yield Anisotropy of Plane Strain Magnesium Extrusions*. Texture, 1972. 1: p. 17-29.
- [133] Gall, S., Mueller, S., and Reimers, W. *Extrusion of AZ31 Magnesium Sheet*. in *Materials Science Forum*. 2010. Trans Tech Publications, Ltd.
- [134] Bohlen, J., Cano, G., Drozdenko, D., et al., *Processing Effects on the Formability of Magnesium Alloy Sheets*. Metals, 2018. 8(2): p. 147.
- [135] Agnew, S.R., Yoo, M.H., and Tome, C.N., *Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y*. Acta Materialia, 2001. 49(20): p. 4277-4289.
- [136] Agnew, S.R. and Duygulu, O., *Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B*. International Journal of Plasticity, 2005. 21(6): p. 1161-1193.
- [137] Jiang, M.G., Xu, C., Nakata, T., et al., *Development of dilute Mg-Zn-Ca-Mn alloy with high performance via extrusion*. Journal of Alloys and Compounds, 2016. 668: p. 13-21.
- [138] Jiang, M.G., Xu, C., Nakata, T., et al., *Enhancing strength and ductility of Mg-Zn-Gd alloy via slow-speed extrusion combined with pre-forging*. Journal of Alloys and Compounds, 2017. 694: p. 1214-1223.
- [139] Xu, S.W., Zheng, M.Y., Kamado, S., et al., *Dynamic microstructural changes during hot extrusion and mechanical properties of a Mg-5.0 Zn-0.9 Y-0.16 Zr (wt.%) alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2011. 528(12): p. 4055-4067.

- [140] Yi, S.B., Davies, C.H.J., Brokmeier, H.G., et al., *Deformation and texture evolution in AZ31 magnesium alloy during uniaxial loading*. Acta Materialia, 2006. 54(2): p. 549-562.
- [141] Imandoust, A., Barrett, C.D., Al-Samman, T., et al., *Unraveling Recrystallization Mechanisms Governing Texture Development from Rare-Earth Element Additions to Magnesium*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018. 49a(5): p. 1809-1829.
- [142] Tang, T., Shao, Y.C., Li, D.Y., et al., *Polycrystal plasticity simulation of extrusion of a magnesium alloy round bar: Effect of strain path non-uniformity*. Journal of Alloys and Compounds, 2018. 730: p. 161-181.
- [143] Imandoust, A., Barrett, C.D., Al-Samman, T., et al., *A review on the effect of rare-earth elements on texture evolution during processing of magnesium alloys*. Journal of Materials Science, 2016. 52(1): p. 1-29.
- [144] Liu, P., Jiang, H.T., Cai, Z.X., et al., *The effect of Y, Ce and Gd on texture, recrystallization and mechanical property of Mg-Zn alloys*. Journal of Magnesium and Alloys, 2016. 4(3): p. 188-196.
- [145] Yasi, J.A., Hector, L.G., and Trinkle, D.R., *Prediction of thermal cross-slip stress in magnesium alloys from a geometric interaction model*. Acta Materialia, 2012. 60(5): p. 2350-2358.
- [146] Wu, Z., Ahmad, R., Yin, B., et al., *Mechanistic origin and prediction of enhanced ductility in magnesium alloys*. Science, 2018. 359: p. 447-452.
- [147] Zhu, G., Wang, L., Zhou, H., et al., *Improving ductility of a Mg alloy via non-basal $\langle a \rangle$ slip induced by Ca addition*. International Journal of Plasticity, 2019. 120: p. 164-179.
- [148] Li, X., Al-Samman, T., and Gottstein, G., *Microstructure development and texture evolution of ME20 sheets processed by accumulative roll bonding*. Materials Letters, 2011. 65(12): p. 1907-1910.
- [149] Li, X., Al-Samman, T., Mu, S., et al., *Texture and microstructure development during hot deformation of ME20 magnesium alloy: Experiments and simulations*. Materials Science and Engineering: A, 2011. 528(27): p. 7915-7925.
- [150] Minarik, P., Drozdenko, D., Zemkova, M., et al., *Advanced analysis of the deformation mechanisms in extruded magnesium alloys containing neodymium or yttrium*. Materials Science and Engineering: A, 2019. 759: p. 455-464.
- [151] Zeng, X., Minarik, P., Dobron, P., et al., *Role of deformation mechanisms and grain growth in microstructure evolution during recrystallization of Mg-Nd based alloys*. Scripta Materialia, 2019. 166: p. 53-57.
- [152] Gall, S., Coelho, R.S., Muller, S., et al., *Mechanical properties and forming behavior of extruded AZ31 and ME21 magnesium alloy sheets*. Materials Science and Engineering: A, 2013. 579: p. 180-187.
- [153] Stanford, N., *The effect of calcium on the texture, microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Mn-Ca alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2010. 528(1): p. 314-322.
- [154] Xia, D.B., Chen, X., Huang, G.S., et al., *Calculation of Schmid factor in Mg alloys: Influence of stress state*. Scripta Materialia, 2019. 171: p. 31-35.
- [155] Park, S.J., Jung, H.C., and Shin, K.S., *Deformation behaviors of twin roll cast Mg-Zn-X-Ca alloys for enhanced room-temperature formability*. Materials Science and Engineering: A, 2017. 679: p. 329-339.
- [156] Zeng, Z.R., Zhou, M.R., Lynch, P., et al., *Deformation modes during room temperature tension of fine-grained pure magnesium*. Acta Materialia, 2021. 206.
- [157] Somekawa, H., Basha, D.A., and Singh, A., *Room temperature grain boundary sliding behavior of fine-grained Mg-Mn alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2018. 730: p. 355-362.
- [158] Somekawa, H., Kinoshita, A., and Kato, A., *Effect of alloying elements on room temperature stretch formability in Mg alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2018. 732: p. 21-28.
- [159] Somekawa, H., Kinoshita, A., and Kato, A., *Great room temperature stretch formability of fine-grained Mg-Mn alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2017. 697: p. 217-223.
- [160] Somekawa, H. and Singh, A., *Superior room temperature ductility of magnesium dilute binary alloy via grain boundary sliding*. Scripta Materialia, 2018. 150: p. 26-30.
- [161] Polmear, I., StJohn, D., Nie, J.-F., et al., *6-Magnesium Alloys*, in *Light Alloys (Fifth Edition)*, I. Polmear, et al., Editors. 2017, Butterworth-Heinemann. p. 287-367.
- [162] Yang, Z., Xu, C., Nakata, T., et al., *Effect of extrusion ratio and temperature on microstructures and tensile properties of extruded Mg-Gd-Y-Mn-Sc alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2021. 800: p. 140330.
- [163] Chaudry, U.M., Hamad, K., and Kim, J.G., *On the ductility of magnesium based materials: A mini review*. Journal of Alloys and Compounds, 2019. 792: p. 652-664.
- [164] Dargusch, M.S., Pettersen, K., Nogita, K., et al., *The Effect of Aluminium Content on the Mechanical Properties and Microstructure of Die Cast Binary Magnesium-Aluminium Alloys*. Materials Transactions, 2006. 47(4): p. 977-982.

- [165] Kabirian, F. and Mahmudi, R., *Effects of Zr Additions on the Microstructure and Impression Creep Behavior of AZ91 Magnesium Alloy*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010. 41a(13): p. 3488-3498.
- [166] Feliu, S., Pardo, A., Merino, M.C., et al., *Correlation between the surface chemistry and the atmospheric corrosion of AZ31, AZ80 and AZ91D magnesium alloys*. Applied Surface Science, 2009. 255(7): p. 4102-4108.
- [167] Gramberg, U., *Materials Science and Technology. Bd. 8, Structure and Properties of Nonferrous Alloys. W. Cahn. P. Haasen UND. Kramer (Hrsg.), VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim 1996, 837 S., zahlr. Abb., Tab. u. Qu, geb. DM 498,-, ISBN 3-527-26821-9*. Chemie Ingenieur Technik - CIT, 1996. 68(6): p. 732-732.
- [168] Yang, Z.Z., Wang, K., Fu, P.H., et al., *Influence of alloying elements on hot tearing susceptibility of Mg-Zn alloys based on thermodynamic calculation and experimental*. Journal of Magnesium and Alloys, 2018. 6(1): p. 44-51.
- [169] Suzuki, M., Kimura, T., Koike, J., et al., *Strengthening effect of Zn in heat resistant Mg-Y-Zn solid solution alloys*. Scripta Materialia, 2003. 48(8): p. 997-1002.
- [170] Gao, L., Chen, R.S., and Han, E.H., *Solid solution strengthening behaviors in binary Mg-Y single phase alloys*. Journal of Alloys and Compounds, 2009. 472(1-2): p. 234-240.
- [171] Zhao, H.D., Qin, G.W., Ren, Y.P., et al., *The maximum solubility of Y in α -Mg and composition ranges of Mg₂₄Y_{5-x} and Mg₂Y_{1-x} intermetallic phases in Mg-Y binary system*. Journal of Alloys and Compounds, 2011. 509(3): p. 627-631.
- [172] Stanford, N., *Micro-alloying Mg with Y, Ce, Gd and La for texture modification—A comparative study*, in *Materials Science and Engineering: A*. 2010. p. 2669-2677.
- [173] Huppmann, M., Gall, S., Muller, S., et al., *Changes of the texture and the mechanical properties of the extruded Mg alloy ME21 as a function of the process parameters*. Materials Science and Engineering: A, 2010. 528(1): p. 342-354.
- [174] Illkova, K., Dobron, P., Chmelik, F., et al., *Effect of aluminium and calcium on the microstructure, texture, plastic deformation and related acoustic emission of extruded magnesium-manganese alloys*. Journal of Alloys and Compounds, 2014. 617: p. 253-264.
- [175] Somekawa, H. and Tsuru, T., *Effect of alloying elements on grain boundary sliding in magnesium binary alloys: Experimental and numerical studies*. Materials Science and Engineering: A, 2017. 708: p. 267-273.
- [176] Sandlobes, S., Friak, M., Korte-Kerzel, S., et al., *A rare-earth free magnesium alloy with improved intrinsic ductility*. Scientific Reports, 2017. 7(1): p. 10458.
- [177] Tu, T., Chen, X.-H., Chen, J., et al., *A High-Ductility Mg-Zn-Ca Magnesium Alloy*. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2018. 32(1): p. 23-30.
- [178] Ali, Y.H., Qiu, D., Jiang, B., et al., *Current research progress in grain refinement of cast magnesium alloys: A review article*. Journal of Alloys and Compounds, 2015. 619: p. 639-651.
- [179] Zhang, B.P., Wang, Y., Geng, L., et al., *Effects of calcium on texture and mechanical properties of hot-extruded Mg-Zn-Ca alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2012. 539: p. 56-60.
- [180] Wang, G.G., Huang, G.S., Chen, X., et al., *Effects of Zn addition on the mechanical properties and texture of extruded Mg-Zn-Ca-Ce magnesium alloy sheets*. Materials Science and Engineering: A, 2017. 705: p. 46-54.
- [181] Elsayed, F.R., Hort, N., Salgado-Ordorica, M.A., et al., *Magnesium Permanent Mold Castings Optimization*. Materials Science Forum 2011. 690: p. 65-68.
- [182] Kree, V., Bohlen, J., Letzig, D., et al., *The metallographical examination of magnesium alloys*. Praktische Metallographie-Practical Metallography, 2004. 41(5): p. 233-246.
- [183] Wetzig, K., *Rasterelektronenmikroskopie*, in *Analytiker-Taschenbuch*, H. Günzler, et al., Editors. 2000, Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg. p. 65-115.
- [184] *DIN EN ISO 643:2020-06 Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße 2020*.
- [185] Schlung, O., *Untersuchung der Grenzformverhaltens stranggepresster Magnesiumbleche der Knetlegierung ME21 und ZE10*. 2015, Bachelorarbeit.
- [186] Bachmann, F., Hielscher, R., and Schaeben, H., *Texture Analysis with MTEX - Free and Open Source Software Toolbox*. Solid State Phenomena, 2010. 160: p. 63-68.
- [187] Rafailov, G., Caspi, E.N., Hielscher, R., et al., *Visualization of texture components using MTEX*. Journal of Applied Crystallography, 2020. 53(2): p. 540-548.
- [188] Humphreys, F.J., *Review - Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction*. Journal of Materials Science, 2001. 36(16): p. 3833-3854.
- [189] Winkelmann, A., Cios, G., Tokarski, T., et al., *EBSD orientation analysis based on experimental Kikuchi reference patterns*. Acta Materialia, 2020. 188: p. 376-385.

- [190] DIN 50125:2022-08 Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben 2022.
- [191] DIN EN ISO 20482:2014-03 Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Tiefungsversuch nach Erichsen 2014.
- [192] Ostermann, F., *Blechumformung*, in *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2014, Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg. p. 505-546.
- [193] Chen, S.L., Daniel, S., Zhang, F., et al., *The PANDAT software package and its applications*. Calphad-Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, 2002. 26(2): p. 175-188.
- [194] Zhu, S.M., Nie, J.F., Gibson, M.A., et al., *On the unexpected formation of rare earth hydrides in magnesium-rare earth casting alloys*. Scripta Materialia, 2014. 77: p. 21-24.
- [195] Shi, X.Y., Zou, J.X., Liu, C., et al., *Study on hydrogenation behaviors of a Mg-13Y alloy*. International Journal of Hydrogen Energy, 2014. 39(16): p. 8303-8310.
- [196] Liu, G., Zhou, J., and Duszczyc, J., *Prediction and verification of temperature evolution as a function of ram speed during the extrusion of AZ31 alloy into a rectangular section*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. 186(1-3): p. 191-199.
- [197] Yu, H., Hyuk Park, S., Sun You, B., et al., *Effects of extrusion speed on the microstructure and mechanical properties of ZK60 alloys with and without 1wt% cerium addition*. Materials Science and Engineering: A, 2013. 583: p. 25-35.
- [198] Zehnder, C., Czerwinski, K., Molodov, K.D., et al., *Plastic deformation of single crystalline C14 Mg₂Ca Laves phase at room temperature*. Materials Science and Engineering: A, 2019. 759: p. 754-761.
- [199] Liu, H., Sun, C., Wang, C., et al., *Improving toughness of a Mg₂Ca-containing Mg-Al-Ca-Mn alloy via refinement and uniform dispersion of Mg₂Ca particles*. Journal of Materials Science & Technology, 2020. 59: p. 61-71.
- [200] Huang, X., Suzuki, K., and Saito, N., *Textures and stretch formability of Mg-6Al-1Zn magnesium alloy sheets rolled at high temperatures up to 793K*. Scripta Materialia, 2009. 60(8): p. 651-654.
- [201] Huang, X.S., Suzuki, K., Chino, Y., et al., *Improvement of stretch formability of Mg-3Al-1Zn alloy sheet by high temperature rolling at finishing pass*. Journal of Alloys and Compounds, 2011. 509(28): p. 7579-7584.
- [202] Dudamell, N.V., Ulacia, I., Galvez, F., et al., *Twinning and grain subdivision during dynamic deformation of a Mg AZ31 sheet alloy at room temperature*. Acta Materialia, 2011. 59(18): p. 6949-6962.
- [203] Nienaber, M., Kurz, G., Letzig, D., et al., *Effect of Process Temperature on the Texture Evolution and Mechanical Properties of Rolled and Extruded AZ31 Flat Products*. Crystals, 2022. 12(9).
- [204] Huang, X.S., Suzuki, K., Watazu, A., et al., *Effects of thickness reduction per pass on microstructure and texture of Mg-3Al-1Zn alloy sheet processed by differential speed rolling*. Scripta Materialia, 2009. 60(11): p. 964-967.
- [205] Azghandi, S.H.M., Weiss, M., Arhatari, B.D., et al., *A rationale for the influence of grain size on failure of magnesium alloy AZ31: An in situ X-ray microtomography study*. Acta Materialia, 2020. 200: p. 619-631.
- [206] Agnew, S.R., Capolungo, L., and Calhoun, C.A., *Connections between the basal I1 "growth" fault and $\langle c+a \rangle$ dislocations*. Acta Materialia, 2015. 82: p. 255-265.
- [207] Victoria-Hernandez, J., Yi, S., Klaumunzer, D., et al., *Recrystallization behavior and its relationship with deformation mechanisms of a hot rolled Mg-Zn-Ca-Zr alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2019. 761: p. 138054.
- [208] Huang, X.S., Suzuki, K., and Chino, Y., *Static recrystallization behavior of hot-rolled Mg-Zn-Ce magnesium alloy sheet*. Journal of Alloys and Compounds, 2017. 724: p. 981-990.
- [209] Bhattacharyya, J.J., Agnew, S.R., and Muralidharan, G., *Texture enhancement during grain growth of magnesium alloy AZ31B*. Acta Materialia, 2015. 86: p. 80-94.
- [210] Steiner, M.A., Bhattacharyya, J.J., and Agnew, S.R., *The origin and enhancement of $\{0001\} \langle 11-20 \rangle$ texture during heat treatment of rolled AZ31B magnesium alloys*. Acta Materialia, 2015. 95: p. 443-455.
- [211] Al-Samman, T. and Li, X., *Sheet texture modification in magnesium-based alloys by selective rare earth alloying*. Materials Science and Engineering: A, 2011. 528(10-11): p. 3809-3822.
- [212] Robson, J.D., *Effect of Rare-Earth Additions on the Texture of Wrought Magnesium Alloys: The Role of Grain Boundary Segregation*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013. 45(8): p. 3205-3212.
- [213] Jiang, M.G., Xu, C., Yan, H., et al., *Correlation between dynamic recrystallization and formation of rare earth texture in a Mg-Zn-Gd magnesium alloy during extrusion*. Scientific Reports, 2018. 8(1): p. 16800.
- [214] Grey, E.A. and Higgins, G.T., *Solute Limited Grain-Boundary Migration - a Rationalization of Grain-Growth*. Acta Metallurgica, 1973. 21(4): p. 309-321.
- [215] Hadorn, J.P., Sasaki, T.T., Nakata, T., et al., *Solute clustering and grain boundary segregation in extruded dilute Mg-Gd alloys*. Scripta Materialia, 2014. 93: p. 28-31.

Literaturverzeichnis

- [216] Zhou, B.C., Shang, S.L., Wang, Y., et al., *Diffusion coefficients of alloying elements in dilute Mg alloys: A comprehensive first-principles study*. Acta Materialia, 2016. 103: p. 573-586.
- [217] Ansari, N., Sarvesha, R., Lee, S.Y., et al., *Influence of yttrium addition on recrystallization, texture and mechanical properties of binary Mg-Y alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2020. 793: p. 139856.
- [218] Huang, X.S., Chino, Y., Mabuchi, M., et al., *Influences of grain size on mechanical properties and cold formability of Mg-3Al-1Zn alloy sheets with similar weak initial textures*. Materials Science and Engineering: A, 2014. 611: p. 152-161.
- [219] Fatemi-Varzaneh, S.M., Zarei-Hanzaki, A., and Cabrera, J.M., *Shear banding phenomenon during severe plastic deformation of an AZ31 magnesium alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2011. 509(9): p. 3806-3810.

10 Anhang

I. EDX-Messergebnisse

Tabelle 10.1: EDX-Messungen von repräsentativen Partikeln P und der Matrix der AZ31-Legierung im homogenisierten Gusszustand

Legierung	Messstelle	Einheit	Al	Zn	Mn	Fe	Mg
AZ31	P1	Gew.-%	56,04	0,32	27,3	0,21	16,14
		At.-%	63,98	0,15	15,3	0,11	20,45
	P2	Gew.-%	43,49	0,67	26,43	0,25	29,16
		At.-%	48,74	0,31	14,55	0,14	36,27
	Matrix	Gew.-%	3,14	1,01	0,15	0,05	95,71
		At.-%	2,86	0,38	0,08	0,02	96,7

Tabelle 10.2: EDX-Messungen von repräsentativen Partikeln P und der Matrix der W1-Legierung im homogenisierten Gusszustand

Legierung	Messstelle	Einheit	Y	Fe	Mn
W1	P1	Gew.-%	78,23	0,1	21,63
		At.-%	49,69	0,11	50,1
	P2	Gew.-%	20,11	0,54	79,4
		At.-%	6,44	0,28	93,28
	Matrix	Gew.-%	0,71	0,07	99,22
		At.-%	0,2	0,03	99,77

Tabelle 10.3: EDX-Messungen von repräsentativen Partikeln P und der Matrix der WZ10 -Legierung im homogenisierten Gusszustand

Legierung	Messstelle	Einheit	Y	Zn	Fe	Mg
WZ10	P1	Gew.-%	35,68	0,33	0,22	63,78
		At.-%	13,23	0,17	0,13	86,48
	P2	Gew.-%	28,44	0,52	0,05	70,99
		At.-%	9,85	0,24	0,03	89,88
	P3	Gew.-%	10,65	0,71	0,07	88,57
		At.-%	3,17	0,29	0,03	96,51
	P4	Gew.-%	13,44	1,44	0,49	84,64
		At.-%	4,13	0,6	0,24	95,03
	Matrix	Gew.-%	0,71	0,37	0,02	98,89
		At.-%	0,19	0,14	0,01	99,65

Tabelle 10.4: EDX-Messungen von repräsentativen Partikeln P und der Matrix der WZM100-Legierung im homogenisierten Gusszustand

Legierung	Messstelle	Einheit	Y	Zn	Mn	Fe	Mg
WZM100	P1	Gew.-%	25,42	0,79	10,01	0,81	62,98
		At.-%	9,27	0,39	5,9	0,47	83,97
	P2	Gew.-%	0,63	0,73	2,02	0,05	96,59
		At.-%	0,18	0,29	0,91	0,02	98,62
	P3	Gew.-%	43,37	0,38	0,41	0,06	55,78
		At.-%	17,45	0,21	0,27	0,04	82,04
	Matrix	Gew.-%	0,82	0,58	0,51	0,06	98,03
		At.-%	0,23	0,22	0,23	0,03	99,31

Tabelle 10.5: EDX-Messungen von repräsentativen Partikeln P und der Matrix der WZX100-Legierung im homogenisierten Gusszustand

Legierung	Messstelle	Einheit	Y	Zn	Ca	Fe	Mg
WZX100	P1	Gew.-%	56,17	0,49	0,71	0,04	42,6
		At.-%	26,22	0,31	0,73	0,03	72,71
	P2	Gew.-%	11,16	0,64	0,31	0,14	87,86
		At.-%	3,34	0,26	0,22	0,07	96,13
	P3	Gew.-%	26,13	1,36	0,52	0,08	71,94
		At.-%	8,94	0,63	0,39	0,04	89,99
	Matrix	Gew.-%	0,77	0,56	0,17	0,02	98,49
		At.-%	0,21	0,21	0,11	0,01	99,47

Tabelle 10.6: EDX-Messungen von repräsentativen Partikeln P und der Matrix der WZMX1000-Legierung im homogenisierten Gusszustand

Legierung	Messstelle	Einheit	Y	Zn	Mn	Ca	Fe	Mg
WZMX1000	P1	Gew.-%	59,63	0,43	0,36	1,39	0,36	37,85
		At.-%	29,39	0,29	0,28	1,51	0,28	68,25
	P2	Gew.-%	56,53	0,99	1,93	0,96	0,63	38,96
		At.-%	27,36	0,65	1,51	1,01	0,48	68,96
	P3	Gew.-%	12,99	0,41	1,88	0,41	0,65	83,65
		At.-%	4,01	0,17	0,94	0,28	0,32	94,28
	Matrix	Gew.-%	0,79	0,51	0,46	0,14	0,04	96,06
		At.-%	0,22	0,19	0,21	0,09	0,02	99,28

II. Mikrostrukturen der stranggepressten Bänder

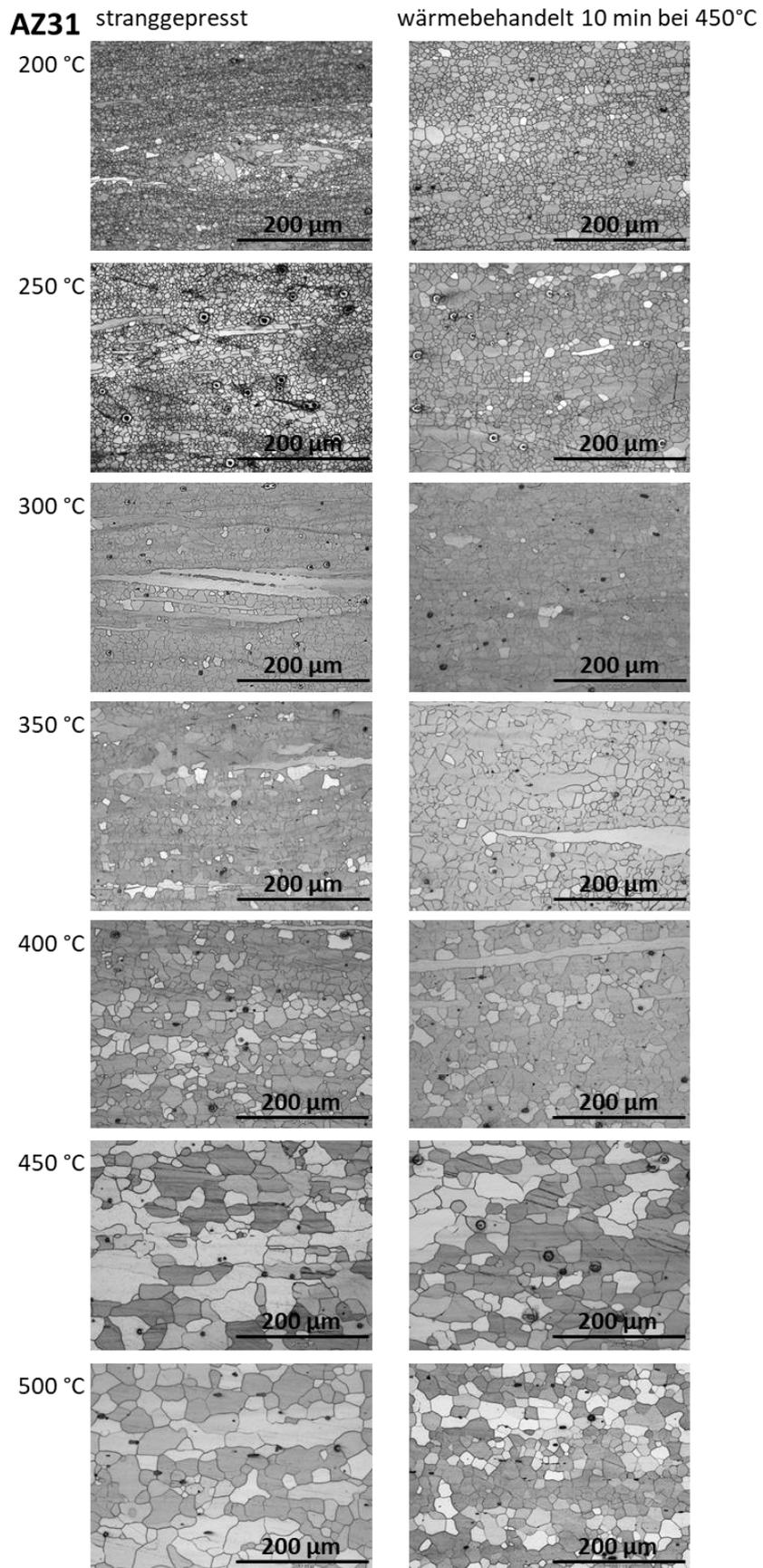


Abbildung 10.1: Mikrostruktur im Längsschliff der AZ31-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

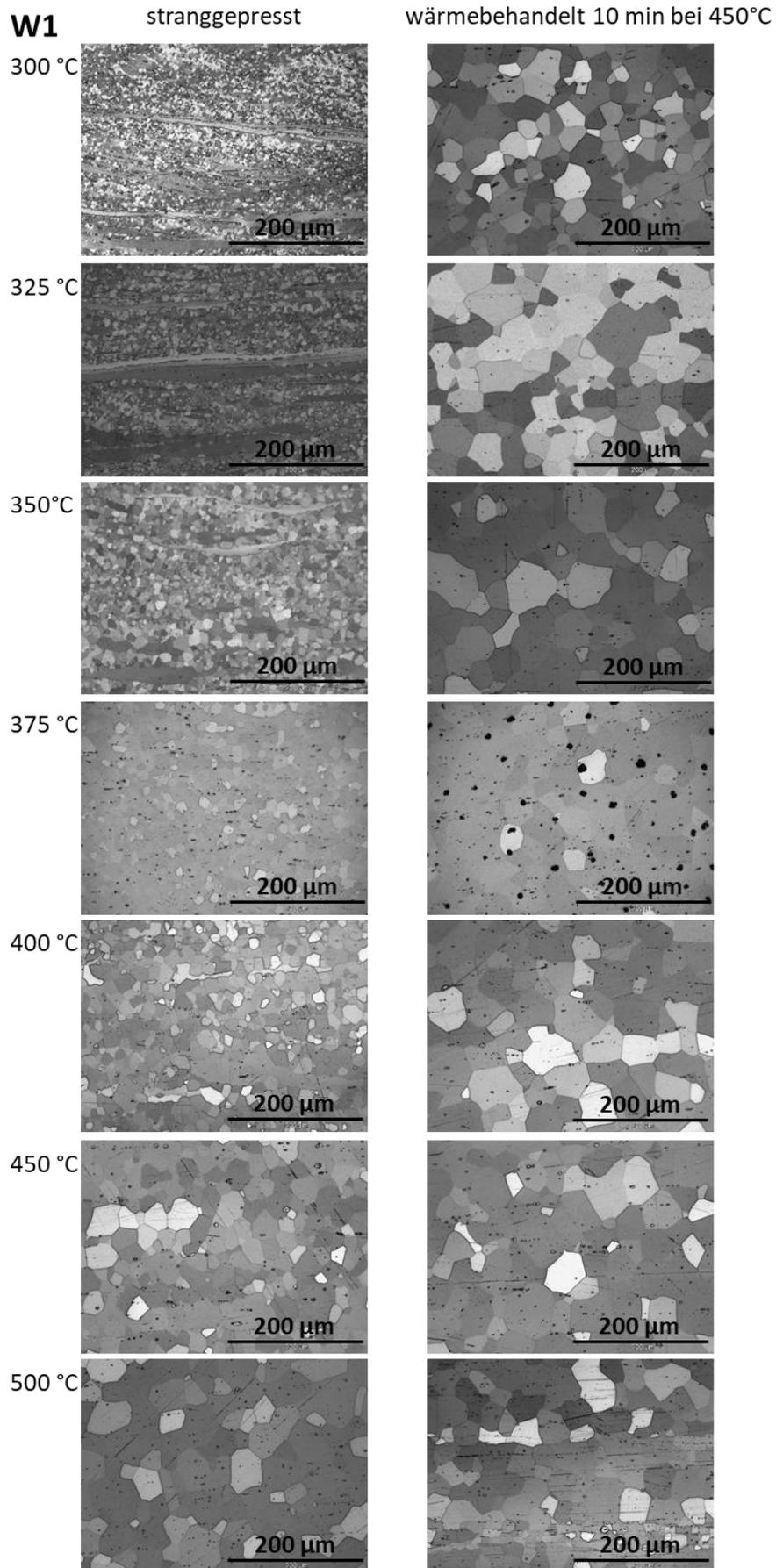


Abbildung 10.2: Mikrostruktur im Längsschliff der W1-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

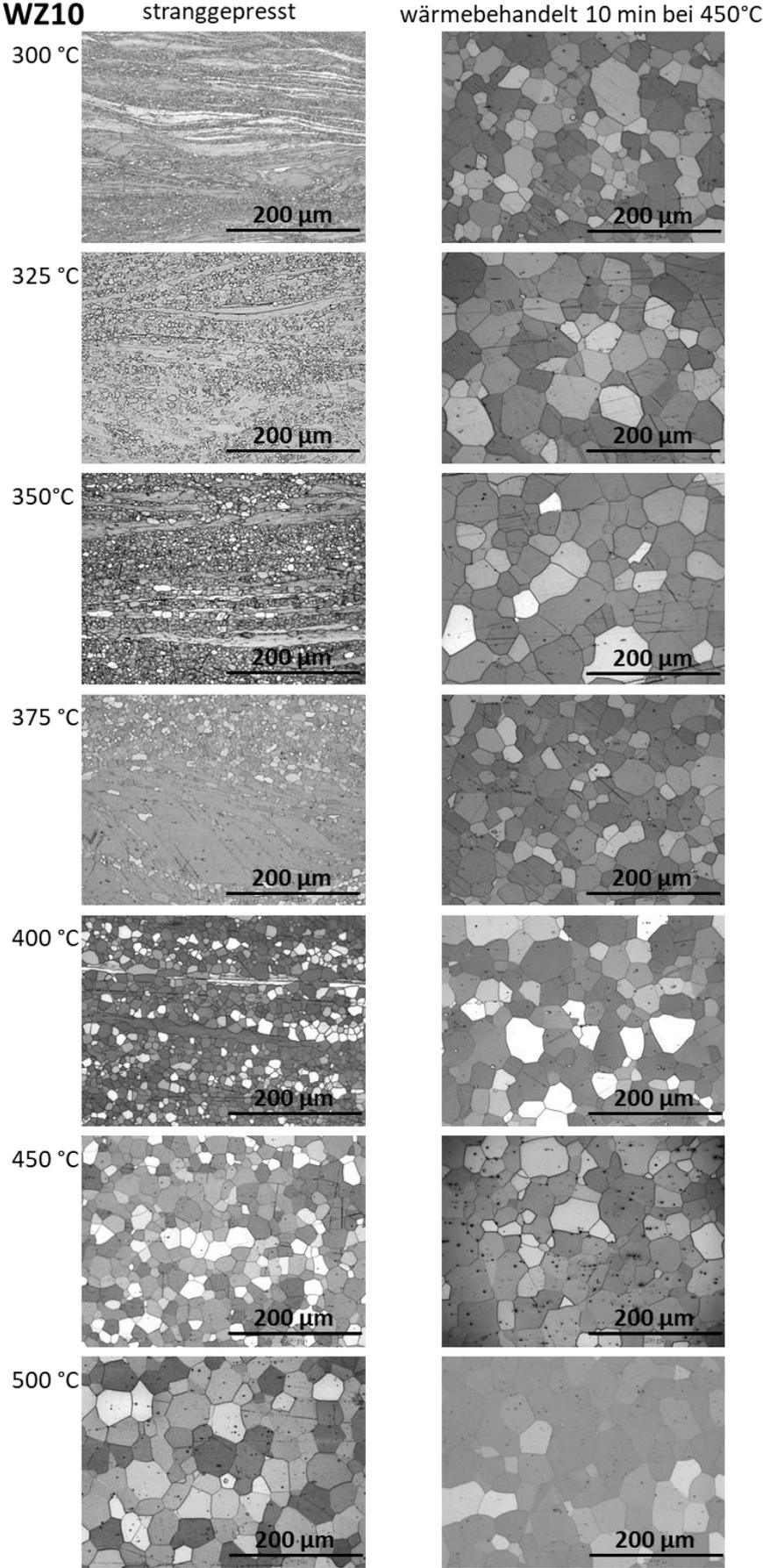


Abbildung 10.3: Mikrostruktur im Längsschliff der WZ10-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

WZM100 stranggepresst

wärmebehandelt 10 min bei 450°C

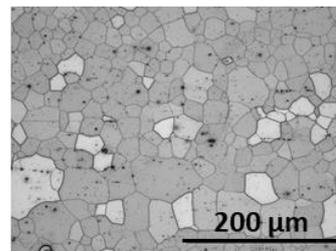
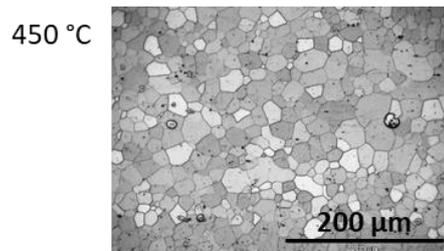
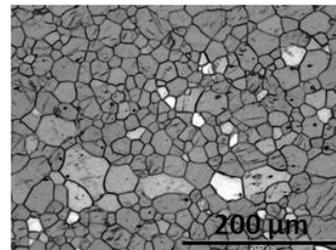
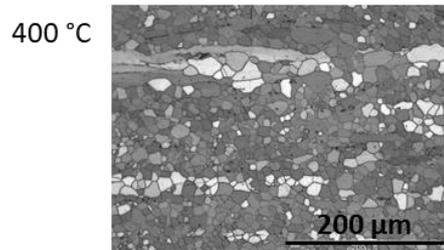
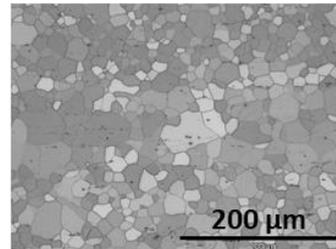
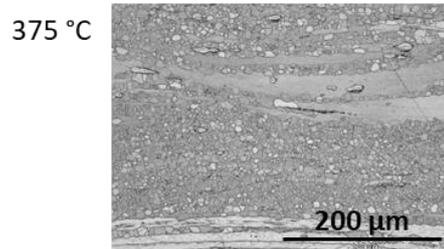
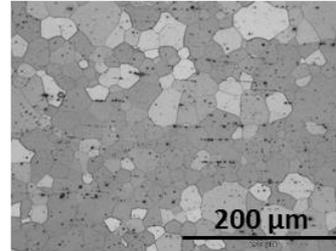
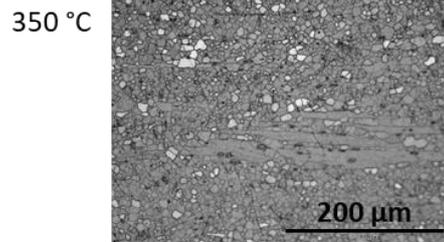
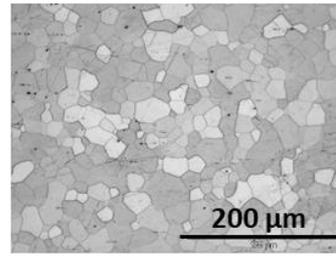
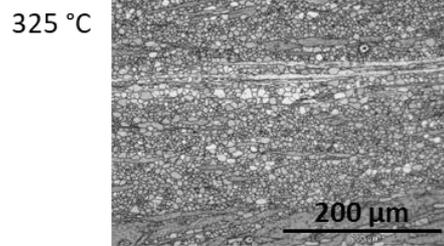


Abbildung 10.4: Mikrostruktur im Längsschliff der WZM100-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

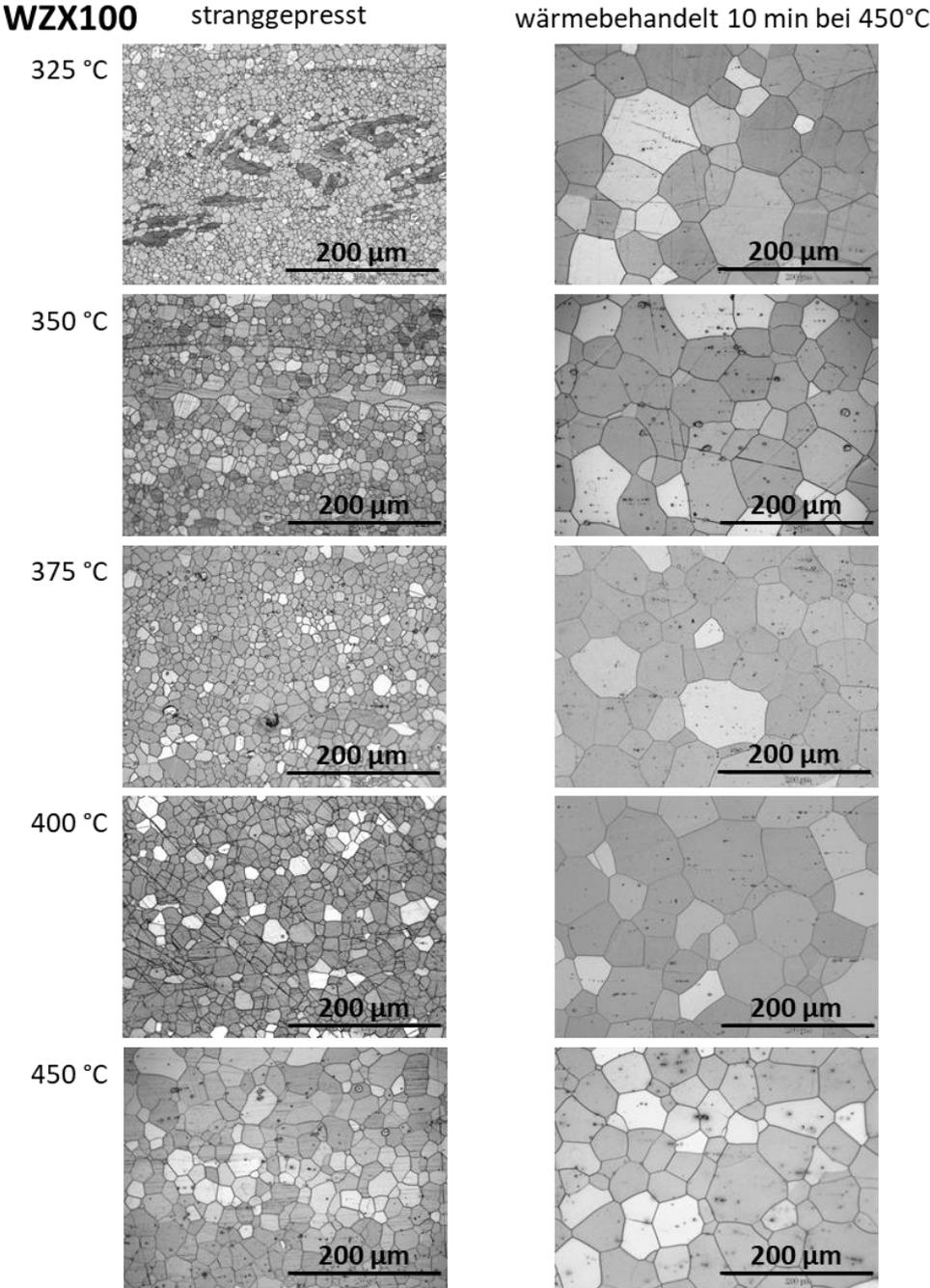


Abbildung 10.5: Mikrostruktur im Längsschliff der WZX100-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

WZMX1000 stranggepresst

wärmebehandelt 10 min bei 450°C

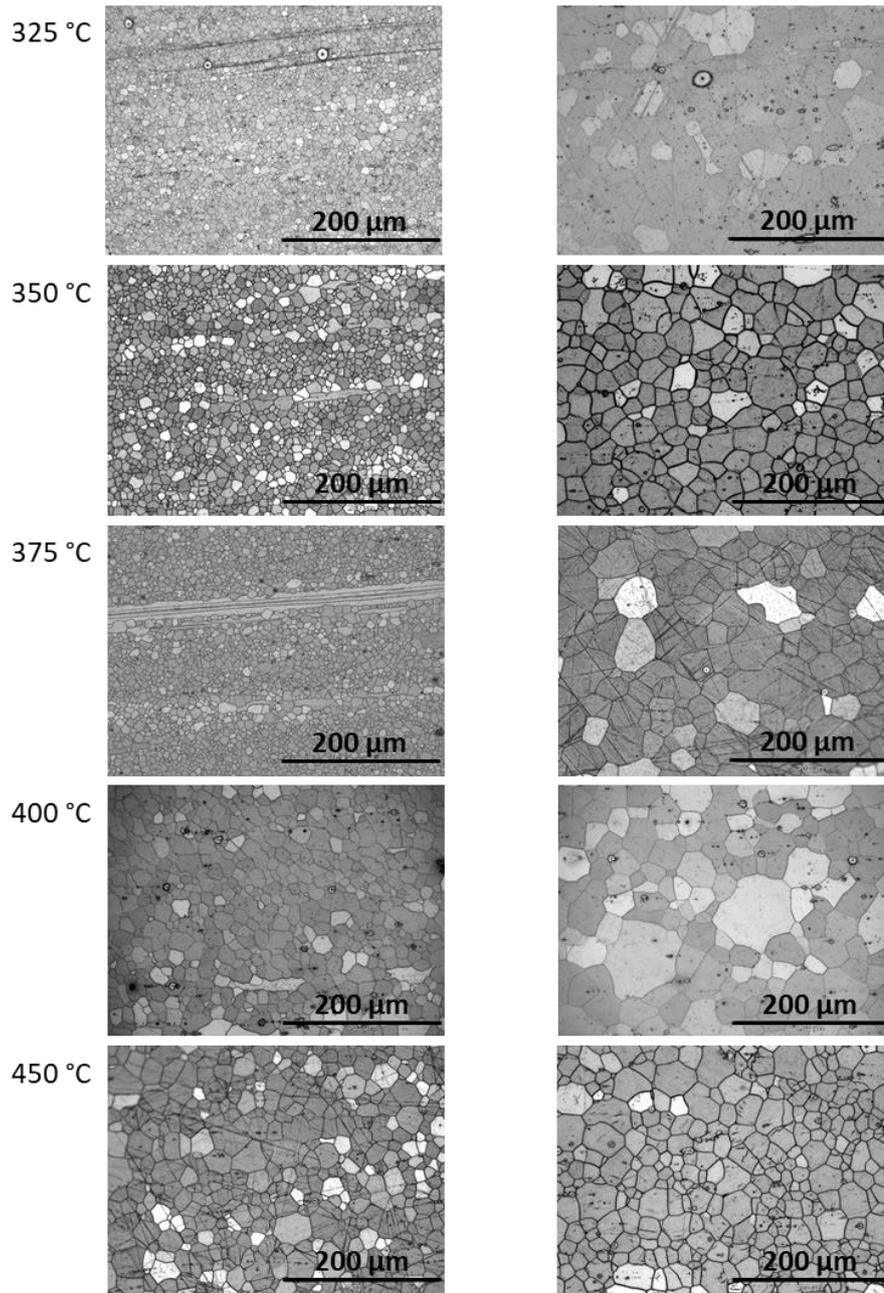


Abbildung 10.6: Mikrostruktur im Längsschliff der WZMX1000-Bänder im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

III. Texturen der stranggepressten Bänder

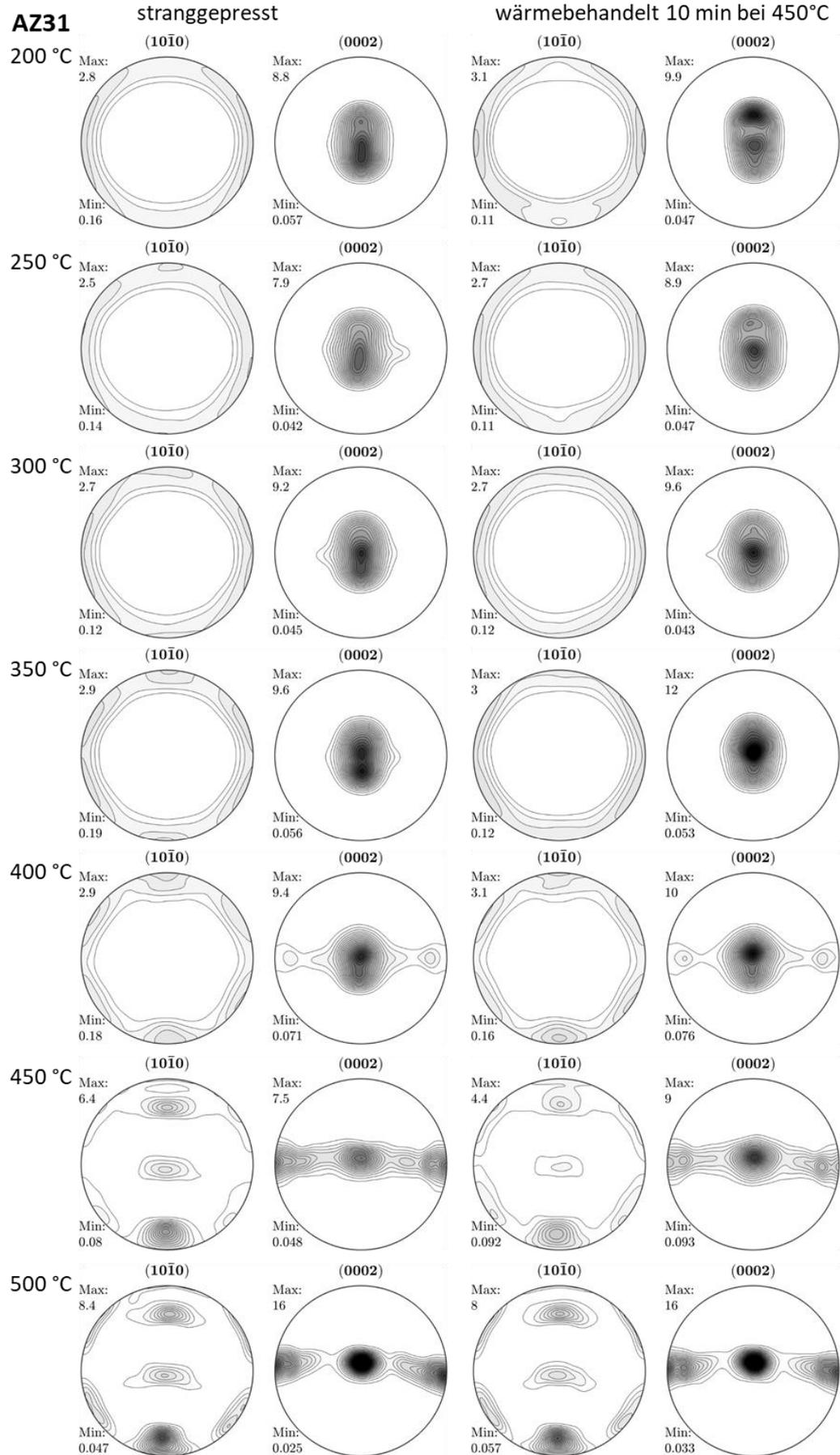


Abbildung 10.7: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d. von den AZ31-Bändern im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

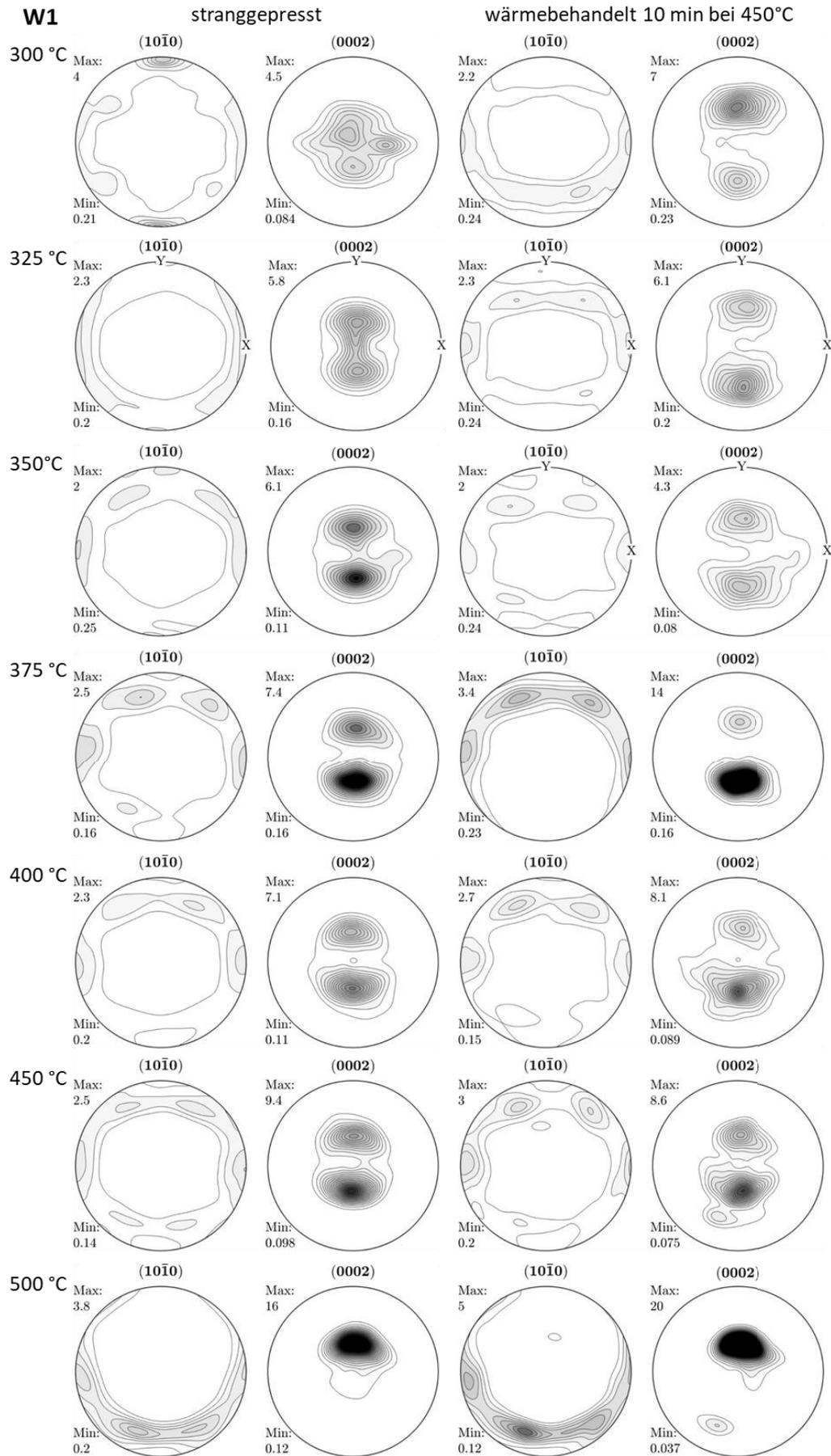


Abbildung 10.8: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von den W1-Bändern im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

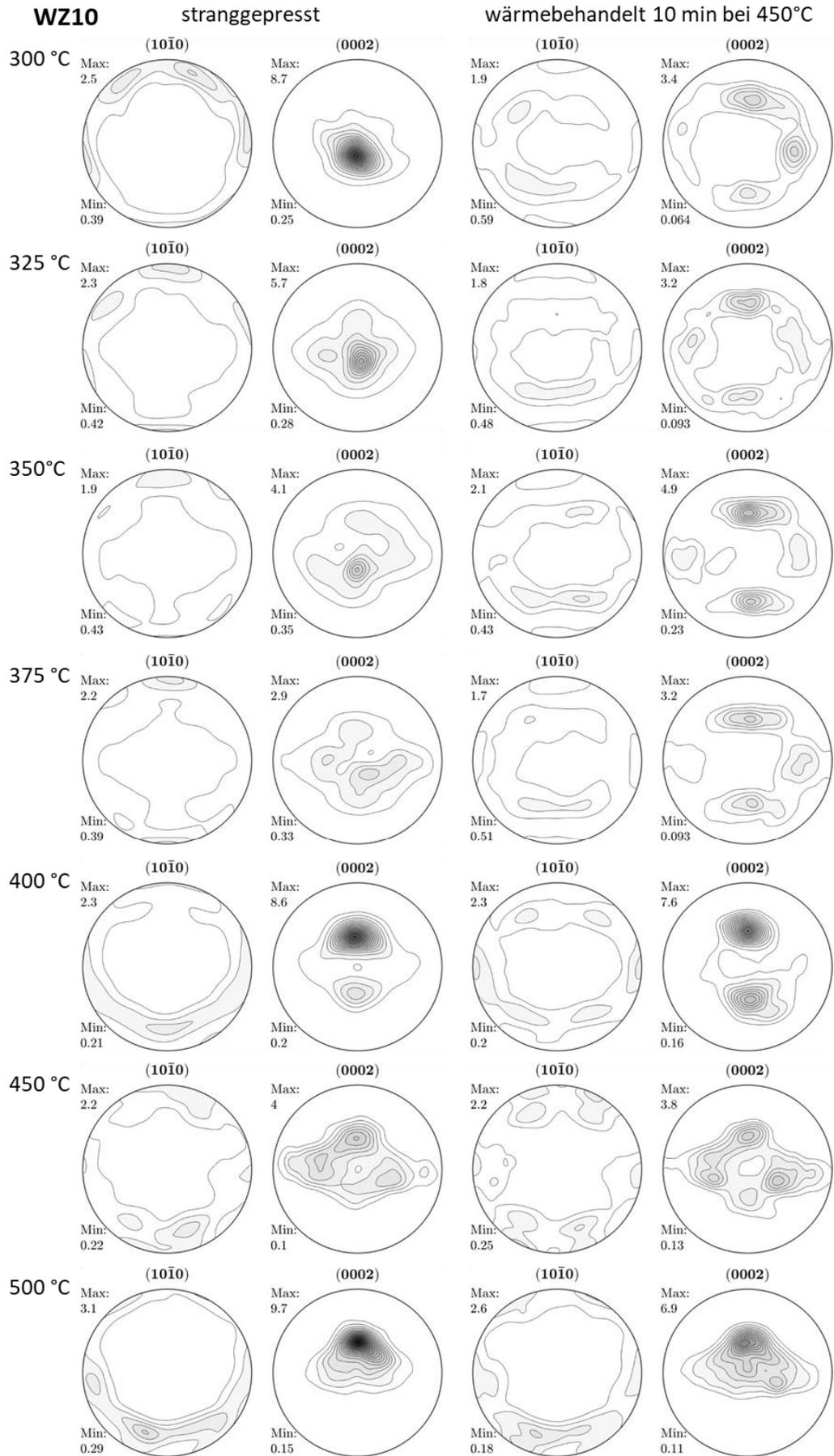


Abbildung 10.9: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von den WZ10-Bändern im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

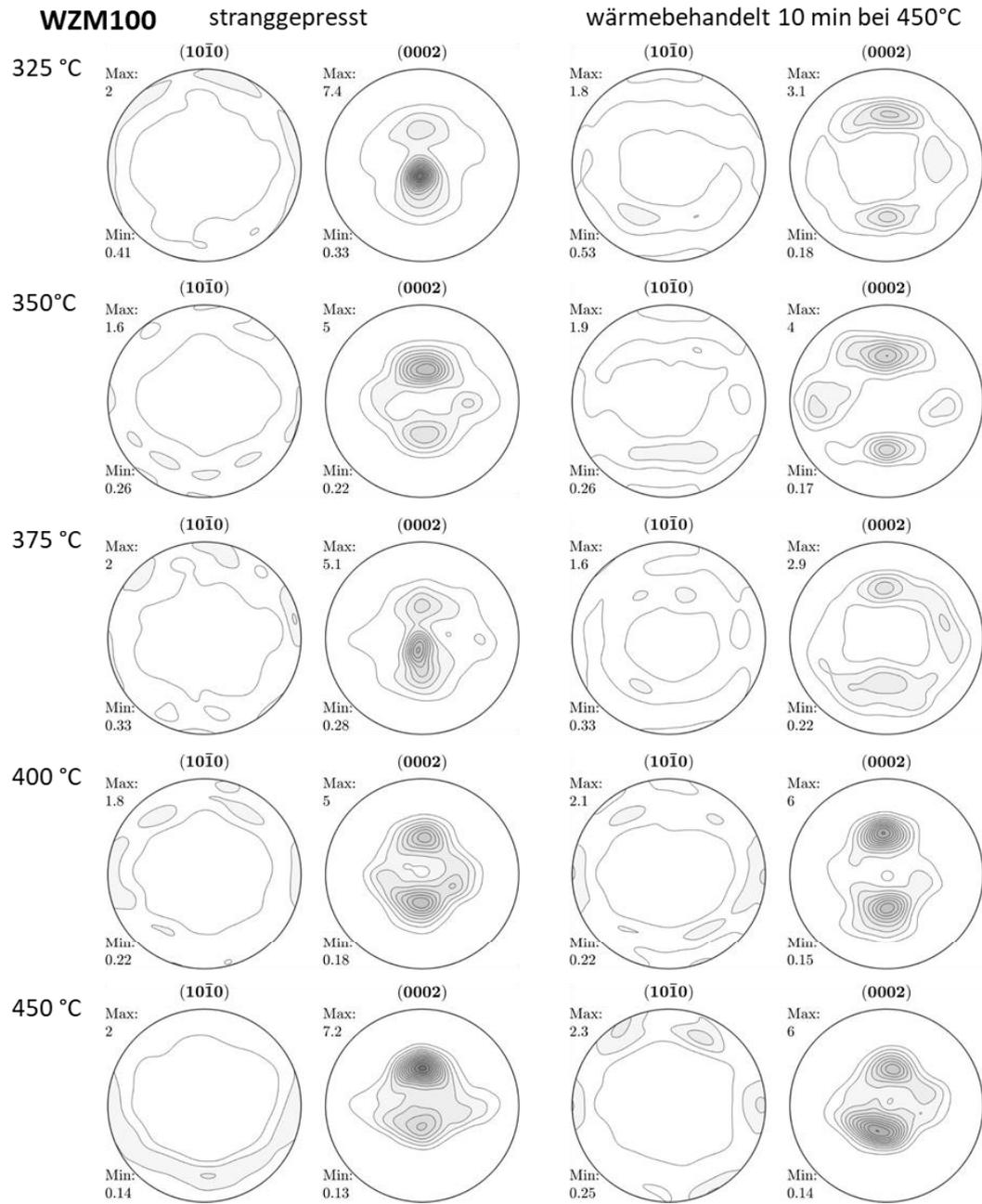


Abbildung 10.10: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von den WZM100-Bändern im strangepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

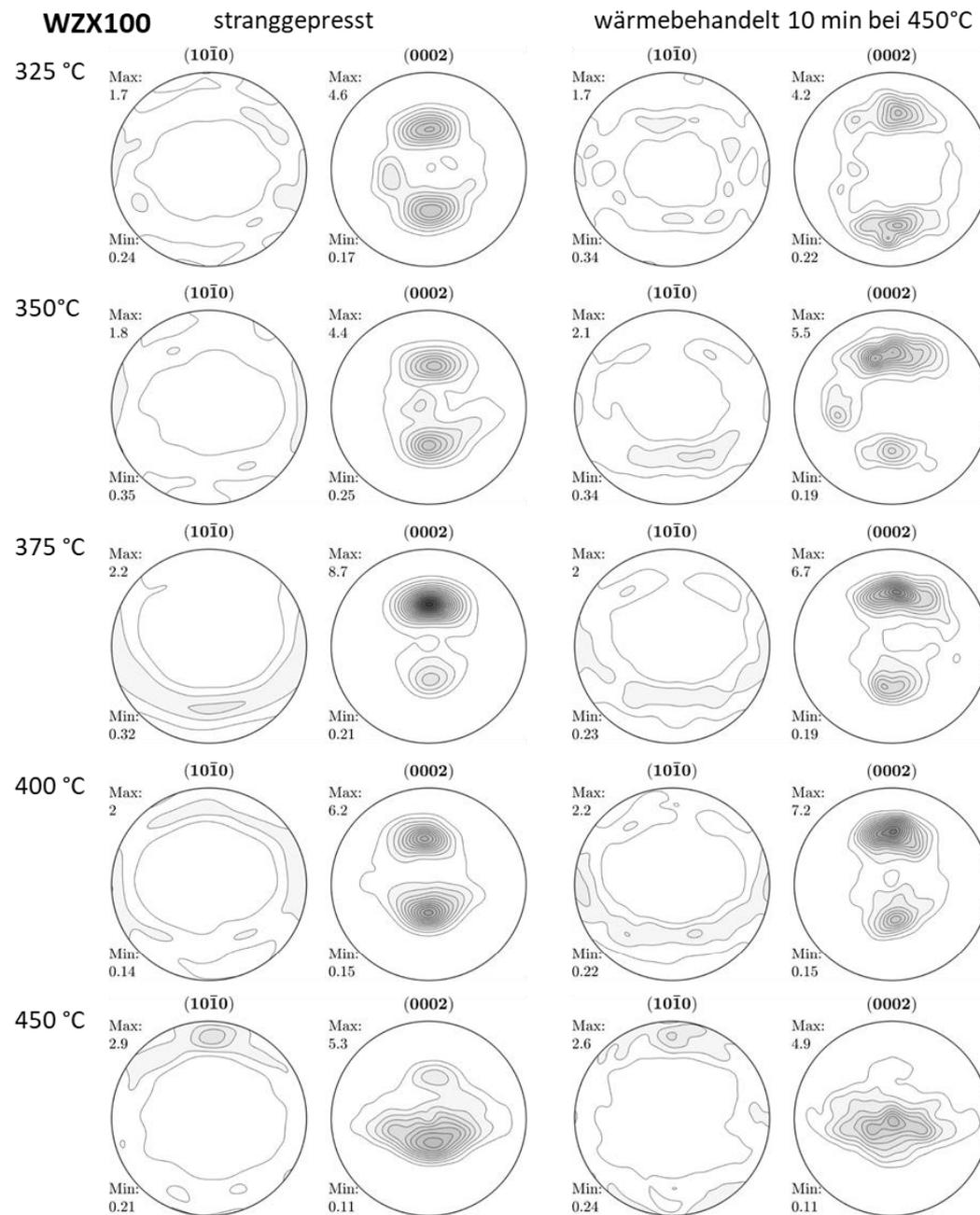


Abbildung 10.11: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{\max} in m.r.d. von den WZX100-Bändern im strangepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

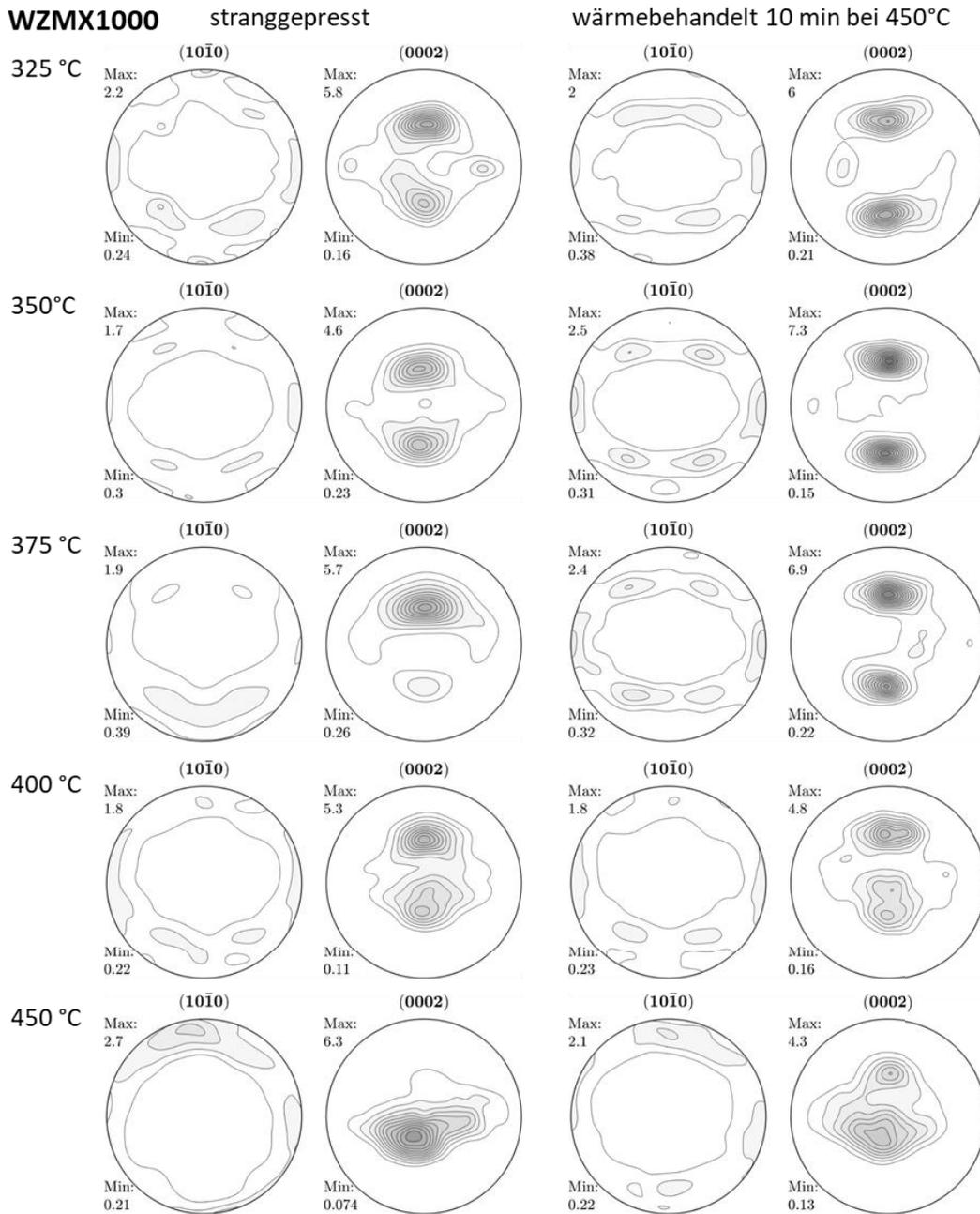


Abbildung 10.12: (0002)- und (10-10)-Polfiguren mit den maximalen Intensitäten I_{max} in m.r.d. von den WZMX1000-Bändern im stranggepressten Zustand und nach einer Wärmebehandlung von 10 min bei 450 °C

IV. Mechanische Kennwerte

Tabelle 10.7: Mechanische Kennwerte der stranggepressten AZ31-Bänder

TS [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
200	SR	165 ± 4	275 ± 5	15,9 ± 0,4	20,1 ± 3,6	3,2 ± 0,5	4 ± 0,1
	QR	203 ± 5	279 ± 1	12,9 ± 0,4	24,6 ± 1,3		
250	SR	148 ± 3	259 ± 5	15,0 ± 0,8	17,3 ± 1,6	2,9 ± 0,1	6 ± 0,8
	QR	185 ± 1	262 ± 1	13,6 ± 0,5	23,2 ± 0,3		
300	SR	157 ± 9	264 ± 5	16,4 ± 0,7	19,6 ± 2,7	3,0 ± 0,1	7 ± 0,3
	QR	171 ± 5	250 ± 6	12,8 ± 0,3	21,1 ± 0,5		
350	SR	153 ± 5	262 ± 2	12,3 ± 1,3	14,1 ± 2,8	2,8 ± 0,1	10 ± 0,7
	QR	180 ± 4	268 ± 1	13,3 ± 1,1	20,5 ± 1,0		
400	SR	169 ± 5	272 ± 3	13,9 ± 0,3	18,5 ± 0,5	3,3 ± 0,2	14 ± 0,6
	QR	137 ± 2	255 ± 4	14,0 ± 0,2	16,6 ± 0,4		
450	SR	168 ± 7	238 ± 2	11,2 ± 1,2	16,7 ± 0,6	3,2 ± 0,1	31 ± 2,6
	QR	93 ± 2	242 ± 6	16,9 ± 0,6	20,6 ± 0,4		
500	SR	184 ± 5	248 ± 2	14,4 ± 0,1	19,9 ± 0,3	3,4 ± 0,3	30 ± 0,8
	QR	86 ± 1	246 ± 1	12,8 ± 0,1	13,2 ± 0,4		

Tabelle 10.8: Mechanische Kennwerte der stranggepressten AZ31-Bänder im wärmebehandelten Zustand

T _s [°C]	Lastrichtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
200	SR	145 ± 6	249 ± 6	16,8 ± 0,5	23,9 ± 1,4	3,1 ± 0,1	7 ± 0,3
	QR	179 ± 5	265 ± 1	13,7 ± 0,4	23,2 ± 0,3		
250	SR	143 ± 6	258 ± 4	16,6 ± 0,7	22,1 ± 2,9	3,3 ± 0,2	9 ± 0,4
	QR	174 ± 3	264 ± 1	14,0 ± 0,3	21,6 ± 1,1		
300	SR	140 ± 6	259 ± 6	16,5 ± 0,5	22,6 ± 1,6	2,8 ± 0,1	10 ± 2,4
	QR	169 ± 3	261 ± 1	13,2 ± 0,4	21,2 ± 0,8		
350	SR	152 ± 12	261 ± 1	13,2 ± 0,4	21,2 ± 0,8	2,7 ± 0,1	23 ± 1,2
	QR	117 ± 2	264 ± 1	13,7 ± 0,2	20,5 ± 0,1		
400	SR	155 ± 9	254 ± 3	13,7 ± 0,8	17,8 ± 0,9	3,6 ± 0,2	15 ± 1,3
	QR	136 ± 1	256 ± 1	15,5 ± 0,6	17,7 ± 1,1		
450	SR	176 ± 8	247 ± 3	12,7 ± 0,7	18,4 ± 1,2	3,3 ± 0,1	25 ± 2,7
	QR	94 ± 1	246 ± 1	17,9 ± 0,4	21,7 ± 1,1		
500	SR	180 ± 4	247 ± 2	13,9 ± 0,8	19,1 ± 1,6	3,6 ± 0,1	20 ± 0,7
	QR	74 ± 2	241 ± 2	15,7 ± 1,1	16,1 ± 1,3		

Tabelle 10.9: Mechanische Kennwerte der gewalzten AZ31-Bleche

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
400	WR	246 ± 2	267 ± 27	0,5 ± 0,3	0,5 ± 0,3	2,0 ± 0,1	11 ± 0,9
	QR	273 ± 5	320 ± 11	2,1 ± 1,3	2,3 ± 1,5		
450	WR	249 ± 8	287 ± 2	2,8 ± 1,3	3,4 ± 1,9	2,5 ± 0,2	14 ± 1,1
	QR	235 ± 23	302 ± 8	3,8 ± 2,8	4,7 ± 3,5		
500	WR	236 ± 8	275 ± 10	3,5 ± 3,2	4,2 ± 3,9	3,0 ± 0,4	22 ± 1,3
	QR	188 ± 6	248 ± 7	2,1 ± 1,5	2,3 ± 1,8		

Tabelle 10.10: Mechanische Kennwerte der gewalzten AZ31-Bleche im wärmebehandelten Zustand

T_w [°C]	Richtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Ericksenindex [mm]	Korngröße [μm]
400	WR	153 ± 1	243 ± 1	6,2 ± 5,3	6,4 ± 5,5	3,0 ± 0,2	11 ± 1,3
	QR	178 ± 1	255 ± 3	11,2 ± 2,6	12,1 ± 3,2		
450	WR	143 ± 1	247 ± 3	17,1 ± 1,3	23,2 ± 4,6	4,8 ± 0,4	11 ± 0,4
	QR	155 ± 1	250 ± 1	12,2 ± 0,8	13,1 ± 0,6		
500	WR	124 ± 1	233 ± 10	14,6 ± 5	17,2 ± 7,3	6,1 ± 0,3	15 ± 0,9
	QR	116 ± 2	216 ± 1	8,2 ± 0,4	8,3 ± 0,5		

Tabelle 10.11: Mechanische Kennwerte der stranggepressten W1-Bänder

T_s [°C]	Richtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Ericksenindex [mm]	Korngröße [μm]
300	SR	182 ± 3	211 ± 5	8,6 ± 4,2	9,1 ± 4,4	3,1 ± 0,1	4 ± 0,7
	QR	199 ± 4	242 ± 4	17,1 ± 0,8	22,2 ± 1,0		
325	SR	146 ± 9	211 ± 3	18,5 ± 0,7	26,7 ± 0,9	3,6 ± 0,2	4 ± 0,4
	QR	178 ± 3	227 ± 1	16,3 ± 0,1	26,1 ± 1,8		
350	SR	116 ± 3	188 ± 4	17,5 ± 0,3	22,2 ± 0,9	4,4 ± 4,7	6 ± 0,2
	QR	142 ± 2	207 ± 3	15,1 ± 0,1	22,4 ± 0,1		
375	SR	106 ± 1	181 ± 3	15,4 ± 2,7	21,7 ± 1,5	4,7 ± 0,4	11 ± 0,7
	QR	136 ± 1	197 ± 2	12,7 ± 1,5	17,8 ± 4,4		
400	SR	96 ± 3	206 ± 3	17,6 ± 0,2	23,6 ± 1,1	4,5 ± 0,4	13 ± 0,8
	QR	122 ± 3	202 ± 5	14,3 ± 0,7	21,9 ± 0,9		
450	SR	84 ± 2	171 ± 2	13,8 ± 0,3	22,1 ± 0,8	3,7 ± 0,1	20 ± 0,3
	QR	109 ± 2	186 ± 3	11,6 ± 0,4	14,4 ± 0,4		
500	SR	96 ± 6	178 ± 4	11,1 ± 0,9	18,2 ± 2,2	3,7 ± 0,2	31 ± 1,0
	QR	96 ± 1	185 ± 1	11,3 ± 0,3	14,1 ± 0,3		

Tabelle 10.12: Mechanische Kennwerte der stranggepressten W1-Bänder im wärmebehandelten Zustand

T_s [°C]	Richtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Ericksenindex [mm]	Korngröße [μm]
300	SR	66 ± 1	155 ± 7	15,6 ± 4,1	21,6 ± 10,3	4,2 ± 0,2	24 ± 2,5
	QR	98 ± 5	178 ± 3	11,8 ± 0,5	18,1 ± 1,5		
325	SR	64 ± 1	162 ± 1	17,1 ± 0,1	25,2 ± 2,6	5,0 ± 0,4	32 ± 0,6
	QR	94 ± 1	179 ± 1	10,5 ± 0,1	16,7 ± 2,8		
350	SR	65 ± 1	152 ± 10	12,7 ± 4,9	15,2 ± 7,7	4,3 ± 0,1	36 ± 0,8
	QR	102 ± 3	178 ± 1	9,5 ± 2,1	12,4 ± 4,5		
375	SR	72 ± 4	161 ± 5	16,4 ± 0,4	23,2 ± 2,9	4,4 ± 0,2	33 ± 2,4
	QR	102 ± 1	178 ± 1	10,1 ± 0,5	13,3 ± 0,3		
400	SR	71 ± 1	163 ± 1	14,9 ± 0,8	21,9 ± 0,5	4,7 ± 0,6	36 ± 1,1
	QR	89 ± 1	174 ± 1	11,1 ± 0,7	15,1 ± 2,2		
450	SR	75 ± 3	163 ± 3	13,5 ± 0,7	22,1 ± 1,3	4,0 ± 0,2	33 ± 2,3
	QR	96 ± 1	178 ± 1	9,9 ± 0,3	12,4 ± 1,8		
500	SR	93 ± 4	176 ± 4	11,4 ± 0,9	19,2 ± 1,9	3,9 ± 0,3	30 ± 2,0
	QR	83 ± 1	170 ± 1	11,1 ± 0,5	12,5 ± 1,2		

Tabelle 10.13: Mechanische Kennwerte der gewalzten W1-Bleche

T_w [°C]	Richtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
400	WR	172 ± 1	193 ± 1	3,1 ± 0,1	20,3 ± 3,1	6,9 ± 0,4	26 ± 2,8
	QR	167 ± 1	220 ± 1	8,5 ± 0,1	19,4 ± 2,1		
450	WR	164 ± 3	184 ± 1	4,1 ± 0,1	15,7 ± 4,7	6,6 ± 0,2	47 ± 2,8
	QR	153 ± 4	212 ± 3	10,6 ± 0,1	19,6 ± 3,8		
500	WR	146 ± 3	165 ± 2	5,3 ± 0,5	17,6 ± 1,5	5,0 ± 0,6	78 ± 6,2
	QR	144 ± 1	199 ± 1	9,9 ± 0,1	14,7 ± 2,1		

Tabelle 10.14: Mechanische Kennwerte der gewalzten W1-Bleche im wärmebehandelten Zustand

T_w [°C]	Richtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
400	WR	93 ± 1	174 ± 2	12,8 ± 0,5	24,2 ± 1,1	4,2 ± 0,2	40 ± 2,8
	QR	92 ± 2	175 ± 1	12,1 ± 0,1	21,7 ± 1,3		
450	WR	106 ± 3	186 ± 1	12,1 ± 0,3	20,7 ± 2,3	4,0 ± 0,3	40 ± 2,5
	QR	95 ± 3	182 ± 2	12,7 ± 0,3	19,9 ± 4,5		
500	WR	96 ± 3	177 ± 2	10,9 ± 0,1	17,8 ± 2,2	3,3 ± 0,1	48 ± 2,4
	QR	9,3 ± 2	177 ± 1	11,4 ± 0,3	15,7 ± 1,7		

Tabelle 10.15: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZ10-Bänder

T_{ST} [°C]	Richtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
300	SR	225 ± 1	240 ± 1	1,1 ± 0,5	1,2 ± 0,5	2,9 ± 0,5	4 ± 0,5
	QR	202 ± 4	262 ± 2	14,3 ± 0,7	14,5 ± 0,9		
325	SR	192 ± 4	236 ± 9	12,4 ± 5,3	17,3 ± 9,7	4,6 ± 0,3	5 ± 0,3
	QR	176 ± 1	239 ± 5	17,6 ± 0,3	24,1 ± 0,4		
350	SR	156 ± 12	235 ± 5	18,7 ± 0,3	32,4 ± 3,6	5,7 ± 0,7	5 ± 0,4
	QR	157 ± 5	234 ± 1	17,6 ± 1,8	21,6 ± 4,8		
375	SR	158 ± 2	226 ± 2	16,8 ± 1,2	33,2 ± 2,8	5,9 ± 4,3	6 ± 0,4
	QR	164 ± 10	232 ± 11	15,2 ± 0,8	18,2 ± 0,8		
400	SR	113 ± 4	218 ± 3	19,1 ± 0,2	32,8 ± 2,7	4,3 ± 0,1	8 ± 0,2
	QR	142 ± 2	230 ± 1	15,3 ± 0,3	22,7 ± 1,8		
450	SR	113 ± 7	207 ± 4	14,7 ± 0,5	26,9 ± 1,7	3,8 ± 0,2	19 ± 1,8
	QR	103 ± 2	209 ± 1	15,5 ± 0,1	23,2 ± 0,9		
500	SR	118 ± 4	203 ± 3	13,4 ± 0,6	25,8 ± 2,7	3,4 ± 0,1	26 ± 1,4
	QR	93 ± 1	215 ± 1	15,2 ± 0,2	19,9 ± 0,3		

Tabelle 10.16: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZ10-Bänder im wärmebehandelten Zustand

T _{ST} [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Ericksenindex [mm]	Korngröße [µm]
300	SR	75 ± 1	169 ± 13	11,9 ± 3,9	12,6 ± 4,2	3,9 ± 0,5	25 ± 2,
	QR	72 ± 2	189 ± 2	19,9 ± 0,6	27,1 ± 2,3		
325	SR	67 ± 1	175 ± 5	18,3 ± 3,1	19,9 ± 3,5	6,6 ± 0,1	30 ± 0,8
	QR	68 ± 1	185 ± 2	20,2 ± 0,1	31,3 ± 1,6		
350	SR	83 ± 2	195 ± 3	20,8 ± 1,1	34,3 ± 0,8	6,7 ± 0,4	28 ± 2,0
	QR	85 ± 4	196 ± 7	17,3 ± 0,5	20,5 ± 2,4		
375	SR	72 ± 2	181 ± 4	21,9 ± 0,8	32,5 ± 2,6	7,2 ± 0,1	27 ± 1,5
	QR	81 ± 2	188 ± 2	15,6 ± 0,7	18,4 ± 1,8		
400	SR	86 ± 1	190 ± 1	19,1 ± 0,7	26,8 ± 1,7	4,0 ± 0,3	29 ± 1,3
	QR	103 ± 1	200 ± 1	13,6 ± 0,7	20,1 ± 1,3		
450	SR	106 ± 1	192 ± 1	14,4 ± 0,4	27,9 ± 1,8	3,8 ± 0,1	28 ± 15,
	QR	85 ± 1	177 ± 1	14,2 ± 0,3	21,1 ± 1,3		
500	SR	111 ± 6	194 ± 4	12,8 ± 0,8	21,9 ± 5,1	3,5 ± 0,1	29 ± 0,6
	QR	95 ± 1	196 ± 1	13,7 ± 0,4	15,9 ± 1,5		

Tabelle 10.17: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZ10-Bleche

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Ericksenindex [mm]	Korngröße [µm]
400	WR	219 ± 2	243 ± 2	2,6 ± 1,3	19,9 ± 3,4	5,0 ± 1,5	10 ± 0,2
	QR	166 ± 5	236 ± 1	13,5 ± 1,1	23,4 ± 4,4		
450	WR	215 ± 1	225 ± 2	5,6 ± 0,4	17,8 ± 2,8	5,9 ± 0,6	45 ± 2,5
	QR	173 ± 1	240 ± 1	13,7 ± 1,8	15,8 ± 1,8		
500	WR	188 ± 3	195 ± 2	5,5 ± 0,2	12,2 ± 2,1	5,1 ± 0,2	97 ± 6,3
	QR	148 ± 1	205 ± 1	9,8 ± 0,2	10,6 ± 0,2		

Tabelle 10.18: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZ10-Bleche im wärmebehandelten Zustand

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Ericksenindex [mm]	Korngröße [µm]
400	WR	92 ± 1	184 ± 1	16,9 ± 0,2	31,6 ± 2,4	6,5 ± 0,6	34 ± 2,0
	QR	63 ± 1	164 ± 5	10,6 ± 1,2	11,1 ± 1,3		
450	WR	107 ± 2	196 ± 1	14,7 ± 0,3	27,6 ± 4,1	6,1 ± 0,1	35 ± 1,7
	QR	67 ± 1	184 ± 1	18,8 ± 1,4	22,6 ± 4,1		
500	WR	91 ± 2	182 ± 1	17,7 ± 0,2	28,2 ± 0,9	5,4 ± 0,1	40 ± 5,4
	QR	60 ± 1	176 ± 1	18,7 ± 2,1	21,1 ± 3,5		

Tabelle 10.19: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZM100-Bänder

TS [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
325	SR	179 ± 7	228 ± 3	13,8 ± 2,5	25,4 ± 0,4	5,1 ± 0,5	5 ± 0,6
	QR	185 ± 4	253 ± 3	18,9 ± 0,3	29,9 ± 1,3		
350	SR	158 ± 6	229 ± 5	17,8 ± 0,1	28,3 ± 1,9	5,6 ± 0,1	5 ± 0,3
	QR	155 ± 2	232 ± 1	17,1 ± 0,4	22,4 ± 1,9		
375	SR	165 ± 6	234 ± 4	14,8 ± 0,6	28,7 ± 1,8	4,8 ± 0,4	5 ± 0,2
	QR	161 ± 1	238 ± 3	16,2 ± 0,2	25,2 ± 1,2		
400	SR	122 ± 3	223 ± 1	18,5 ± 0,6	30,2 ± 2,4	5,4 ± 0,5	7 ± 0,2
	QR	138 ± 9	230 ± 12	15,4 ± 0,1	25,6 ± 2,2		
450	SR	115 ± 2	208 ± 3	16,1 ± 0,2	27,8 ± 2,2	3,4 ± 0,1	14 ± 2,0
	QR	124 ± 2	220 ± 1	14,1 ± 0,3	20,3 ± 0,1		

Tabelle 10.20: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZM100-Bänder im wärmebehandelten Zustand

T _s [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
325	SR	88 ± 3	191 ± 5	22,1 ± 0,4	35,2 ± 3,3	7,9 ± 0,1	19 ± 0,4
	QR	87 ± 2	190 ± 1	19,3 ± 0,1	28,9 ± 2,3		
350	SR	88 ± 3	202 ± 5	21,1 ± 0,6	31,2 ± 0,9	7,9 ± 0,2	20 ± 0,6
	QR	100 ± 1	207 ± 1	17,3 ± 0,2	24,1 ± 2,9		
375	SR	95 ± 8	199 ± 5	20,4 ± 0,7	33,3 ± 3,4	6,9 ± 0,2	18 ± 0,8
	QR	106 ± 2	206 ± 1	17,3 ± 0,7	26,4 ± 1,7		
400	SR	96 ± 1	191 ± 1	18,2 ± 0,7	29,7 ± 1,3	4,9 ± 0,3	18 ± 0,3
	QR	112 ± 1	205 ± 2	14,7 ± 0,1	21,7 ± 3,5		
450	SR	102 ± 4	198 ± 6	16,1 ± 0,1	22,4 ± 2,5	3,7 ± 0,1	21 ± 1,4
	QR	109 ± 3	205 ± 2	13,7 ± 0,2	17,8 ± 0,9		

Tabelle 10.21: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZM100-Bleche

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
400	WR	245 ± 3	259 ± 2	1,1 ± 0,1	14,9 ± 3,1	5,6 ± 1,2	7 ± 0,9
	QR	192 ± 2	244 ± 1	13,9 ± 0,6	21,5 ± 3,7		
450	WR	227 ± 3	232 ± 4	0,6 ± 0,2	12,3 ± 2,9	5,6 ± 1,1	25 ± 1,0
	QR	183 ± 1	237 ± 2	13,6 ± 1,6	16,8 ± 4,9		
500	WR	207 ± 3	210 ± 3	5,5 ± 0,1	16,1 ± 0,6	5,7 ± 0,2	64 ± 3,4
	QR	158 ± 11	220 ± 2	12,8 ± 3,1	14,2 ± 3,8		

Tabelle 10.22: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZM100-Bleche im wärmebehandelten Zustand

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [μm]
400	WR	118 ± 1	212 ± 2	18,3 ± 1,6	32,8 ± 4,3	7,9 ± 0,3	13 ± 0,4
	QR	105 ± 1	209 ± 1	20,3 ± 0,2	26,5 ± 0,8		
450	WR	113 ± 4	212 ± 3	15,9 ± 0,1	28,6 ± 3,4	6,2 ± 1,0	19 ± 0,2
	QR	85 ± 2	201 ± 1	20,5 ± 1,1	28,3 ± 7,1		
500	WR	112 ± 2	201 ± 1	14,5 ± 0,1	30,3 ± 0,7	5,7 ± 0,2	19 ± 1,0
	QR	80 ± 1	192 ± 1	17,7 ± 1,5	19,4 ± 2,4		

Tabelle 10.23: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZX100-Bänder

T _{ST} [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
325	SR	136 ± 28	219 ± 12	22,9 ± 1,4	35,3 ± 5,9	6,5 ± 0,2	6 ± 0,9
	QR	181 ± 1	293 ± 2	17,8 ± 0,1	29,1 ± 1,2		
350	SR	108 ± 6	217 ± 5	22,4 ± 0,6	31,7 ± 2,9	6,7 ± 1,0	10 ± 3,6
	QR	159 ± 8	234 ± 1	16,9 ± 0,5	27,7 ± 1,3		
375	SR	111 ± 1	214 ± 1	23,6 ± 0,6	33,7 ± 0,6	6,2 ± 0,1	10 ± 0,2
	QR	159 ± 5	234 ± 1	15,3 ± 0,3	27,2 ± 1,4		
400	SR	99 ± 1	213 ± 1	209 ± 0,6	29,1 ± 1,4	5,6 ± 0,9	14 ± 0,7
	QR	141 ± 6	221 ± 1	13,8 ± 0,2	21,3 ± 3,8		
450	SR	116 ± 3	215 ± 2	16,6 ± 0,2	24,9 ± 2,1	3,5 ± 0,1	20 ± 1,5
	QR	116 ± 3	217 ± 8	14,4 ± 0,2	19,5 ± 0,5		

Tabelle 10.24: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZX100-Bänder im wärmebehandelten Zustand

T _{ST} [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
325	SR	67 ± 2	189 ± 2	23,4 ± 0,5	28,6 ± 4,7	6,5 ± 0,7	52 ± 0,5
	QR	94 ± 5	198 ± 6	17,8 ± 0,4	23,7 ± 3,7		
350	SR	75 ± 3	189 ± 3	21,7 ± 1,4	25,9 ± 3,8	5,3 ± 0,2	48 ± 1,5
	QR	100 ± 4	207 ± 10	16,9 ± 0,4	24,5 ± 0,9		
375	SR	82 ± 3	190 ± 4	20,9 ± 0,4	26,2 ± 1,9	4,5 ± 0,2	45 ± 1,5
	QR	115 ± 1	215 ± 1	14,1 ± 0,4	18,9 ± 1,3		
400	SR	92 ± 2	198 ± 3	19,1 ± 1,1	23,3 ± 3,2	4,8 ± 0,3	56 ± 3,4
	QR	110 ± 2	204 ± 2	13,3 ± 0,8	15,8 ± 2,8		
450	SR	106 ± 4	202 ± 4	16,6 ± 0,3	22,9 ± 3,1	3,1 ± 0,1	51 ± 2,8
	QR	100 ± 2	205 ± 2	14,3 ± 0,9	16,5 ± 2,9		

Tabelle 10.25: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZX100-Bleche

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
450	WR	248 ± 2	253 ± 1	0,5 ± 0,1	8,5 ± 1,2	2,6 ± 0,6	74 ± 2,2
	QR	203 ± 2	269 ± 2	10,1 ± 1,8	10,7 ± 2,1		
500	WR	231 ± 3	239 ± 2	0,7 ± 0,1	3,3 ± 0,8	3,9 ± 0,2	135 ± 11,8
	QR	185 ± 2	242 ± 9	6,5 ± 2,5	6,9 ± 2,8		

Tabelle 10.26: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZX100-Bleche im wärmebehandelten Zustand

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
450	WR	112 ± 1	217 ± 1	17,6 ± 0,3	26,1 ± 1,1	4,6 ± 0,2	56 ± 5,7
	QR	76 ± 1	200 ± 11	17,2 ± 5,7	19,5 ± 7,4		
500	WR	101 ± 2	191 ± 9	14,3 ± 5,8	21,1 ± 11,6	4,4 ± 0,1	61 ± 3,2
	QR	72 ± 2	160 ± 23	8,2 ± 4,5	8,4 ± 4,8		

Tabelle 10.27: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZMX1000-Bänder

T _{ST} [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
325	SR	146 ± 11	221 ± 1	20,3 ± 1,7	30,8 ± 2,4	5,7 ± 0,7	6 ± 0,2
	QR	186 ± 5	245 ± 6	15,6 ± 1,9	26,5 ± 2,1		
350	SR	120 ± 4	225 ± 6	21,9 ± 0,1	34,1 ± 0,7	5,8 ± 0,4	8 ± 0,3
	QR	156 ± 6	237 ± 7	16,7 ± 0,9	27,2 ± 1,6		
375	SR	105 ± 2	219 ± 6	20,9 ± 0,4	29,2 ± 1,1	5,5 ± 0,2	7 ± 1,0
	QR	152 ± 1	238 ± 1	14,9 ± 0,1	22,5 ± 1,4		
400	SR	105 ± 2	219 ± 1	21,9 ± 0,4	29,1 ± 2,1	4,5 ± 0,6	12 ± 0,9
	QR	151 ± 3	233 ± 4	14,7 ± 0,2	24,3 ± 0,9		
450	SR	129 ± 4	226 ± 1	15,4 ± 1,3	24,3 ± 4,6	3,8 ± 0,1	19 ± 0,9
	QR	110 ± 1	228 ± 4	16,5 ± 0,3	23,1 ± 1,9		

Tabelle 10.28: Mechanische Kennwerte der stranggepressten WZMX1000-Bänder im wärmebehandelten Zustand

T _{ST} [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
325	SR	75 ± 1	193 ± 1	25,9 ± 0,8	35,7 ± 1,6	7,8 ± 0,1	21 ± 2,5
	QR	110 ± 3	205 ± 1	16,1 ± 0,7	23,1 ± 2,8		
350	SR	96 ± 1	207 ± 1	21,3 ± 0,6	29,1 ± 3,2	5,9 ± 0,4	24 ± 1,9
	QR	114 ± 1	218 ± 2	15,8 ± 0,3	22,6 ± 2,3		
375	SR	94 ± 3	208 ± 2	19,9 ± 1,2	25,5 ± 2,7	4,7 ± 0,3	26 ± 0,8
	QR	123 ± 2	217 ± 3	14,4 ± 1,1	18,8 ± 2,2		
400	SR	93 ± 1	203 ± 4	21,7 ± 0,3	29,7 ± 3,1	4,1 ± 0,3	26 ± 2,4
	QR	122 ± 1	210 ± 1	15,1 ± 0,6	22,4 ± 1,5		
450	SR	118 ± 5	214 ± 5	16,5 ± 0,2	21,9 ± 4,4	3,4 ± 0,1	21 ± 2,0
	QR	105 ± 4	222 ± 5	16,4 ± 0,3	20,2 ± 1,2		

Tabelle 10.29: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZMX1000-Bleche

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
450	WR	271 ± 1	277 ± 1	0,5 ± 0,1	5,1 ± 0,7	3,2 ± 0,1	30 ± 2,2
	QR	228 ± 1	279 ± 2	9,1 ± 0,6	9,9 ± 0,5		
500	WR	242 ± 1	248 ± 1	0,5 ± 0,1	2,3 ± 1,5	4,2 ± 0,9	65 ± 3,8
	QR	209 ± 5	264 ± 4	8,1 ± 1,5	8,6 ± 1,9		

Tabelle 10.30: Mechanische Kennwerte der gewalzten WZMX1000-Bleche im wärmebehandelten Zustand

T _w [°C]	Richtung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Erichsenindex [mm]	Korngröße [µm]
450	WR	117 ± 1	213 ± 2	16,7 ± 0,7	26,3 ± 1,8	5,4 ± 0,4	24 ± 1,1
	QR	92 ± 2	211 ± 1	18,1 ± 2,9	20,6 ± 4,9		
500	WR	120 ± 1	213 ± 3	15,9 ± 0,1	22,6 ± 3,5	5,0 ± 0,2	25 ± 1,9
	QR	90 ± 1	202 ± 11	13,8 ± 4,4	14,2 ± 4,8		