

Das Umformverhalten von Magnesiumblechen der Legierungen AZ31 und ZE10

vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Lennart Stutz
aus Hamburg

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

Doktors der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Manfred H. Wagner
Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. Walter Reimers
Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Karl U. Kainer

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 07. Oktober 2015

Berlin, 2015

Für Charlot

Kurzfassung

Die Anwendung von Magnesiumblechen im Ultraleichtbau der Transportindustrie verspricht ein hohes Potential zur weiteren Gewichts- und somit Emissionsreduzierung. Die eingeschränkte Kaltumformbarkeit von verfügbaren Magnesiumblechen stellt ein Hindernis dar, welches durch legierungstechnische Maßnahmen überwunden werden kann. Die kristallographische Textur ist in vorangegangenen Arbeiten als maßgeblicher Einflussfaktor auf das Umformvermögens von Magnesiumblechen identifiziert worden. Die Zulegierung von Seltenen Erdelementen kann zur Ausbildung sich grundsätzlich von typischen scharfen Basaltexturen unterscheidenden Texturen führen.

In dieser Arbeit werden Magnesiumfeinbleche hinsichtlich ihres Verformungsverhaltens und Umformvermögens untersucht. Die Bleche sind von Industriepartnern im Rahmen eines vom Bundesministerium für Bildung und Forschung geförderten Projektes einerseits aus Brammen und andererseits aus über einen Gießwalzprozess hergestelltem Dünnband warmgewalzt worden. Bleche der Vergleichslegierung AZ31 sowie Bleche der Legierung ZE10 mit einem geringen Gehalt an Seltenen Erdelementen werden in ein- und mehrachsigen Blechumformprüfverfahren charakterisiert. Aus Dehnfeldmessungen gewonnene Grenzformänderungsschaubilder der Bleche bei Umformtemperaturen von Raumtemperatur bis 250 °C bilden die Grundlage der Diskussion des Umformverhaltens.

Besonderes Augenmerk wird auf den Einfluss der kristallographischen Textur auf die Umformbarkeit, die Gefügeentwicklung sowie die ebene und senkrechte Anisotropie gelegt. Ergebnisse aus der Röntgendiffraktometrie, der Lichtmikroskopie sowie der Rückstreuungselektronenbeugung werden zur Studie der Verformung und der Rekristallisation der Blechwerkstoffe herangezogen. Es zeigt sich, dass aus Bramme gewalzte Bleche der Legierung ZE10 aufgrund ihrer abgeschwächten kristallographischen Textur eine deutlich erhöhte Umformbarkeit gegenüber Blechen der Vergleichslegierung AZ31 aufweisen.

Abstract

The application of magnesium alloy sheet for ultra-light weight designs in the transportation industry promises a high potential for weight saving and hence, reduction of emissions. The limited cold formability of available magnesium alloy sheet is an obstacle to be overcome by alloy development. In former works, the crystallographic texture was identified as major factor for the formability of magnesium alloy sheets. Addition of rare earth elements can result in the formation of texture types unlike the typical, sharp basal texture.

In this thesis, the deformation behaviour and formability of magnesium alloy sheet is investigated. Industrial partners have supplied the sheets in the framework of a project, funded by the Federal Ministry of Education and Research. On the one hand, the sheets were conventionally hot rolled from a slab and on the other hand, twin roll cast strip was used for hot rolling. Sheets of the benchmark alloy AZ31 and sheets of the alloy ZE10, containing rare earth elements, are characterised in uniaxial and multiaxial sheet metal testing. Strain field measurements yield forming limit diagrams at deformation temperatures up to 250 °C for discussing the deformation behaviour.

Special focus lies on the influence of the crystallographic texture on the formability, the microstructural evolution and the planar as well as perpendicular anisotropy. Results from x-ray diffraction, optical microscopy and electron backscatter diffraction are used to investigate the deformation behaviour and the recrystallization. It is shown that the conventionally rolled sheet of the alloy ZE10 possesses a superior formability compared to the sheets of the benchmark alloy AZ31 due to its weakened crystallographic texture.

Danksagungen

Diese Arbeit ist das Ergebnis meiner Tätigkeit als Doktorand und wissenschaftlicher Mitarbeiter am Helmholtz-Zentrum Geesthacht in der Abteilung Magnesiumknetlegierungen (WZW) des Magnesium Innovations Center MagIC. Auch wenn sie das Werk eines Einzelnen ist, wäre sie doch unmöglich gewesen ohne die Unterstützung Vieler.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Karl Ulrich Kainer, Leiter des Magnesium Innovations Center MagIC des Helmholtz-Zentrums Geesthacht für die Möglichkeit zur Erstellung dieser Arbeit, die beständige Inspiration und Ermutigung.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Walter Reimers, Leiter des Fachgebiets Metallische Werkstoffe an der TU Berlin, danke ich besonders für die Betreuung und Unterstützung dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Manfred H. Wagner, Leiter des Fachgebiets Polymertechnik/-physik an der TU Berlin, danke ich für die Übernahme des Vorsitzes des Promotionsausschusses.

Meinem "Chef", Dr. rer. nat. Dietmar Letzig, Leiter der Abteilung Magnesiumknetlegierungen (WZW), gilt mein besonderer Dank für seine Förderung, Fürsprache und Beratung in allen Lagen.

Meinem Mentoren Dr.-Ing. Sören Müller am Forschungszentrum Strangpressen (FZS) der TU Berlin bin ich für sein Interesse an meiner Arbeit sehr dankbar.

Für erhellende und faszinierende Diskussionen, weit über Naheliegendes hinaus, danke ich den Kollegen Dr. rer. nat. Jan Bohlen und Dr.-Ing. Sangbong Yi.

Allen Kollegen der Abteilung Magnesiumknetlegierungen (WZW), Dr. rer. nat. Joachim Wendt, Dr.-Ing. Gerrit Kurz, Dr.-Ing. Ligia Nascimento Silva Ferri, Dr.-Ing. Lenka Fuskova, Dr. Peter Beaven, Dr.-Ing. Rodolfo Gonzalez Martinez und Dr.-Ing. Enrique Meza-García danke ich für ein inspirierendes Umfeld und auch für die unwissenschaftlichen Erlebnisse.

Ich danke Dr.-Ing. Mintesnot Nebebe Mekonen und Dr.-Ing. Dirk Steglich für die lehrreichen und interessanten Ausflüge in ihr Fachgebiet.

Dr. rer. nat. Thomas Ebel danke ich für die Weckung meiner wissenschaftlichen Neugierde.

Den Herren Stefan Koch und Alexander Reichart danke ich für ihre tatkräftige Unterstützung bei der durchgeführten mechanischen Charakterisierung.

Für viele vergnügliche Stunden in der Metallographie danke ich Petra Fischer, Yu Kyung Shin, Maria Nienhaber, Gert Wiese und Volker Kree.

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	ZIELSETZUNG DER ARBEIT	3
3	GRUNDLAGEN UND STAND DER TECHNIK	4
3.1	Magnesium als Strukturwerkstoff	4
3.1.1	Verformungsmechanismen.....	5
3.1.2	Erholung und Rekristallisation.....	8
3.1.3	Einfluss von Legierungselementen in Magnesiumknetlegierungen.....	11
3.1.4	Kristallographische Textur	12
3.2	Herstellungsprozesse für Magnesiumflachprodukte	14
3.2.1	Konventioneller Walzprozess	14
3.2.2	Gießwalzen.....	15
3.3	Prüfung der Blechumformeigenschaften	16
3.3.1	Das Grenzformänderungsschaubild nach Keeler und Goodwin	17
3.3.2	Grenzformänderungskurven.....	18
4	EXPERIMENTELLE METHODEN	21
4.1	Ausgangsmaterial	21
4.2	Mikrostrukturelle Charakterisierung und chemische Analyse	21
4.2.1	Funkenspektroskopie.....	21
4.2.2	Lichtmikroskopie	22
4.2.3	Röntgenographische Texturanalyse	22
4.2.4	Rückstreuelektronenbeugung	23
4.3	Einachsiger Zugversuch	24

4.4	Mehrachsige Blechumformprüfung	26
4.4.1	Tiefungsversuch nach Erichsen.....	26
4.4.2	Nakajimaversuch.....	27
4.4.3	Optische 3D-Verformungsanalyse mit ARAMIS	28
4.4.4	Ermittlung von Grenzformänderungskurven	29
5	ERGEBNISSE	31
5.1	Charakterisierung des Ausgangsmaterials	31
5.1.1	Chemische Zusammensetzung	31
5.1.2	Mikrostruktur	31
5.1.3	Kristallographische Textur.....	33
5.2	Einachsiger Zugversuch	35
5.2.1	Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur.....	35
5.2.2	Fließverhalten in Abhängigkeit von der Umformtemperatur und Dehnrage	38
5.2.3	Mikrostruktur nach dem einachsigen Zugversuch	41
5.2.4	Kristallographische Textur nach dem einachsigen Zugversuch.....	45
5.3	Mehrachsige Blechumformprüfung	52
5.3.1	Tiefungsversuch nach Erichsen.....	52
5.3.2	Umformkräfte und Stempelwege im Nakajimaversuch	52
5.3.3	Grenzformänderungsschaubilder	55
5.3.4	Mikrostruktur nach der mehrachsigen Blechumformprüfung.....	60
5.3.5	Kristallographische Textur nach der mehrachsigen Blechumformprüfung	68
5.3.6	Gefügeanalyse anhand der Kornorientierungsänderung	75
5.4	Zusammenfassung der Ergebnisse	84
6	DISKUSSION	87
6.1	Ausgangsmaterial.....	87

6.1.1	Mikrostruktur	87
6.1.2	Kristallographische Textur	89
6.2	Einfluss der Prozessparameter auf das Umformvermögen.....	92
6.2.1	Einachsiger Zugversuch	92
6.2.2	Mehrachsige Blechumformprüfung	97
6.2.3	Fließverhalten.....	102
6.3	Mikrostruktur- und Texturentwicklung.....	109
6.3.1	Mikrostrukturentwicklung durch dynamische Rekristallisation	109
6.3.2	Texturentwicklung	114
6.4	Korrelation von Zugversuchen und Grenzformänderungskurven	117
6.5	Anforderungen an die zukünftige Magnesiumblechentwicklung.....	121
7	ZUSAMMENFASSUNG	125
8	VERZEICHNIS DER SYMBOLE UND ABKÜRZUNGEN	128
9	LITERATURVERZEICHNIS	130
10	ANHANG	148

1 Einleitung

Motiviert durch die Forderung zur Reduktion der Fahrzeugmasse neuartiger Fahrzeugkonzepte rücken alternative Leichtbauwerkstoffe zur Substitution klassischer Strukturwerkstoffe in den Fokus des Interesses der Transportindustrie. Die Verwendung des Leichtmetalles Magnesium verspricht, verglichen mit Stählen und Aluminium, ein deutliches Potential zur weiteren Gewichtsreduzierung [LET08]. Durch den Einsatz von Magnesiumlegierungen kann von einem realistischen Gewichtsreduktionspotential von 20 % ausgegangen werden [FRI01, MOR01, AGH01]. Magnesiumlegierungen weisen ein attraktives Eigenschaftsportfolio aus hoher spezifischer Festigkeit [AGH00] sowie exzellenter Gießbarkeit [LUO95] und guter Zerspanbarkeit auf [MAG09]. Im Druckgussprozess hergestellte Bauteile sind weit verbreitet und machen den überwiegenden Anteil der Anwendungen von Magnesiumlegierungen in der Transportindustrie aus [CLO05].

Das universelle Halbzeug Magnesiumblech weist ein großes Anwendungspotential für die Anwendung im Ultraleichtbau auf. Insbesondere die sehr hohe spezifische Beul- und Biegesteifigkeit macht den Einsatz von Bauteilen aus Magnesiumblechen überall dort interessant, wo maximale Gewichtsreduktion flächiger, versteifender Elemente gefordert ist. Auf den Automobilbau bezogen sind somit Dachelemente, Anbauteile und Komponenten im Bereich der Motorhaube möglich. Dass etwa 25 % der Gesamtfahrzeugmasse aus Blechbauteilen bestehen [DOE01], unterstreicht die ökonomische Relevanz von Blechhalbzeugen in diesem Volumenmarkt.

Der industrielle Einsatz von Magnesiumblechen wird derzeit neben der nicht befriedigenden Korrosionsbeständigkeit und der Anfälligkeit zur galvanischen Korrosion im Kontakt mit anderen Strukturwerkstoffen insbesondere von der unzureichenden Kaltumformbarkeit gehemmt. Die Durchführung von Umformprozessen bei erhöhter Temperatur erfordert neben Investitionen in beheizbare Werkzeuge und Vorwärmöfen auch eine grundsätzlich neue Prozessführung in Hinblick auf verwendete Schmierstoffe und Prozessparameter. Die Zykluszeit steigt im Vergleich zu einem Umformprozess, welcher bei Raumtemperatur durchgeführt wird, deutlich an, was die Wirtschaftlichkeit der Bauteile in Frage stellt.

Die begrenzte Umformbarkeit von Magnesiumlegierungen liegt in der zugrundeliegenden hexagonalen Kristallstruktur begründet, welche gegenüber einer kubischen Kristallstruktur eine geringere Zahl an bei Raumtemperatur aktivierbaren Gleitsystemen aufweist [ION82]. Mit zwei unabhängigen basalen Gleitsystemen verfehlen Magnesiumlegierungen die Forderung des von Mises-Kriterium für die homogene Verformung von Polykristallen von

fünf unabhängigen Gleitsystemen [VON28]. Weiterhin sind die aus dem Walzprozess resultierenden, scharfen kristallographischen Texturen für eine weitere Verformung hinderlich [HOS93]. Somit liegt der Schlüssel zur verstärkten industriellen Anwendung von Magnesiumblechen in der gezielten Veränderung der kristallographischen Textur und dem Verständnis ihres Einflusses auf die Umformbarkeit.

Neben einer Veränderung der Prozessparameter der thermomechanischen Behandlung wie Walzgeschwindigkeit, Prozesstemperatur oder Stichabnahme besteht ein Ansatz, die kristallographische Textur von Magnesiumblechen zu beeinflussen, in der Zulegierung von Seltenen Erdelementen wie Cer, Neodym oder Lanthan. Bereits geringste Mengen dieser Elemente führen in aluminiumfreien Magnesiumlegierungen zu einer deutlichen Abschwächung der kristallographischen Texturen [BOH07, MAC08, WEN10, HAN10]. Bleche derartiger Legierungen weisen im einachsigen Zugversuch Bruchdehnungen auf, die mit üblichen Aluminiumblechen vergleichbar sind [BOH07]. Diese Arbeit erweitert den Kenntnisstand über die Umformbarkeit neuartiger Magnesiumbleche auf der Basis der Legierung ZE10 (Mg-1Zn-Cer-Mischmetall). Die Umformbarkeit dieser Bleche wird in einachsiger und mehrachsiger Blechumformprüfung untersucht und die gefundenen Ergebnisse anhand der Entwicklung der kristallographischen Textur und der Veränderung der Mikrostruktur durch die Umformung diskutiert. Die Ergebnisse werden mit Blechen der etablierten Magnesiumknetlegierung AZ31 (Mg-3Al-1Zn-Mn) verglichen.

Der horizontale Gießwalzprozess zur Walzvormaterialherstellung aus Magnesiumlegierungen hat in der jüngeren Vergangenheit vermehrte Aufmerksamkeit erfahren [KAI09, WEN14, ALL01, WAT04, PAR09, KUR13a, BAS10, KAW11, ALJ11, DIN08]. Im Gießwalzprozess, welcher auf Bessemer (1846) [BES46] zurückgeht und für Aluminiumlegierungen 1951 durch Hunter patentiert wurde [HUN51], werden die Schritte des Gießens des Vormaterials und des Walzens zu einem Dünband in einem Prozessschritt miteinander verbunden. Die Reduktion der Anzahl der nachfolgenden Warmwalzstiche kann zu deutlichen ökonomischen Vorteilen führen.

In dieser Arbeit werden Bleche untersucht, die auf zwei unterschiedlichen Prozessrouten gefertigt worden sind. Die Bleche stammen aus einem Warmwalzprozess, welcher durch das wiederholte Walzen in einer Vielzahl von Stichen charakterisiert wird. Einerseits sind stranggegossene Brammen und andererseits gießgewalzte Dünnbänder als Walzvormaterial verwendet worden. Diese Arbeit beschreibt neben dem Einfluss der Legierung auf die Umformeigenschaften auch den Einfluss der Produktionsroute.

2 Zielsetzung der Arbeit

Die vorliegende Arbeit hat zum Ziel, die Einflüsse der kristallographischen Textur auf die Umformeigenschaften von Magnesiumblechen zu untersuchen. Hierzu werden Bleche der etablierten Referenzlegierung AZ31 (Mg-3Al-1Zn-Mn) Blechen der Legierung ZE10 (Mg-1Zn-RE), welche einen geringen Anteil an Seltenen Erdelementen enthält, gegenübergestellt. Die Bleche sind im Warmwalzprozess aus stranggegossenen Brammen als auch aus gießgewalztem Dünnband hergestellt worden und weisen deutlich voneinander verschiedene kristallographische Texturen auf. Insbesondere werden folgende Fragestellungen bearbeitet:

- Welchen Einfluss hat eine abgeschwächte kristallographische Textur auf die Umformbarkeit und wie unterscheidet sich das Umformverhalten von Blechen mit scharfer Basaltextur?
- Wie bestimmen die Prozesstemperatur und die Verformungsart – der Dehnpfad – die resultierenden mikrostrukturellen Eigenschaften?
- Welchen Einfluss hat das textur- und temperaturabhängige Fließverhalten auf die Umformbarkeit?
- Erlaubt die Blechumformprüfung im einachsigen Zugversuch eine quantitative Vorhersage über das Umformverhalten in der mehrachsigen Blechumformprüfung?

Ausgehend von einer grundlegenden Eingangscharakterisierung der Bleche hinsichtlich ihrer Mikrostruktur und kristallographischen Textur liegt der Schwerpunkt dieser Arbeit in der Untersuchung des Einflusses der kristallographischen Textur auf die Umformeigenschaften. Ergebnisse des einachsigen Zugversuches stellen die Basis der mechanischen Charakterisierung dar. Das Umformverhalten von Magnesiumblechen im mehrachsigen Spannungszustand bei erhöhter Temperatur ist in der Literatur wenig erforscht. Insbesondere die Untersuchung von Magnesiumblechen mit abgeschwächten Texturen, die Seltene Erdelemente enthalten, erweitert den Stand der Technik. Übergeordnet wird mit dieser Arbeit gezeigt, dass Magnesiumbleche mit abgeschwächten kristallographischen Texturen eine anwendungsreife Umformbarkeit aufweisen, die für einen Einsatz in Volumenmärkten der Transportindustrie nötig ist. Die Diskussion des Umformverhaltens erfolgt anhand der Mikrostrukturentwicklung und der kristallographischen Verformungstexturen, welche Rückschlüsse über die aktivierten Verformungsmechanismen zulassen.

3 Grundlagen und Stand der Technik

3.1 Magnesium als Strukturwerkstoff

Magnesiumlegierungen finden etwa seit den 30er Jahren des 20. Jahrhunderts industrielle Anwendung als Strukturwerkstoff [BEC39]. Haupteinsatzzwecke lagen zu dieser Zeit insbesondere im Bereich der militärischen Luftfahrt und des Automobilbaus. Tabelle 1 fasst physikalische Eigenschaften des Magnesiums zusammen.

Tabelle 1: Physikalische Eigenschaften des Magnesiums [AVE99]

Eigenschaft	Wert
Dichte	1,74 g/cm ³
E-Modul	45 GPa
Liquidustemperatur	650 °C
Kristallstruktur	Hexagonal dichteste Packung
Gitterkonstante a	3,209 m ⁻¹⁰
Gitterkonstante c	5,211 m ⁻¹⁰
c/a-Verhältnis	1,624

Die Dichte von Magnesium liegt mit 1,74 g/cm³ deutlich unter der anderer metallischer Strukturwerkstoffe wie Stählen (7,85 g/cm³) und Aluminium (2,71 g/cm³). Verglichen mit Aluminiumlegierungen, welche überwiegend für Knetprodukte verwendet werden [AGH00], zeigt sich ein Unterschied in der üblichen Verwendung. Der Schwerpunkt der Magnesiumlegierungen liegt in Gussanwendungen, insbesondere Druckguss [MOR01]. Lediglich ein geringer Anteil von <1 % der Weltmagnesiumproduktion entfällt auf Knetanwendungen [AGN04]. Magnesium liegt in der hexagonal dichtesten Packung (hdp) vor, wohingegen Aluminium in der kubisch-flächenzentrierten Kristallstruktur (kfz) kristallisiert. Obwohl sich die beiden Kristallstrukturen lediglich in ihrer Stapelfolge unterscheiden, ergibt sich hieraus ein deutlicher Unterschied in der Verformbarkeit der beiden Metalle. Der Symmetriegrad und die hohe Zahl an unabhängigen Gleitsystemen der kubisch-flächenzentrierten Kristallstruktur des Aluminiums erlauben eine weitreichende Formgebungsmöglichkeit in Knetprozessen. Magnesiumlegierungen zeichnen sich durch eine begrenzte Kaltverformbarkeit aus, welche sich in erster Linie auf die geringe Zahl von aktivierbaren Gleitsystemen zurückführen lässt [KAI00]. Aufgrund der stark erhöhten Umformbarkeit durch die Aktivierung zusätzlicher Gleitsysteme im Temperaturbereich oberhalb von 200 °C werden Knetprozesse mit Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur durchgeführt. Dies bedingt ökonomische und technische Einschränkungen durch die Verwendung beheizter Werkzeuge und längere Fertigungstaktzeiten.

Magnesiumlegierungen stehen nicht nur mit etablierten metallischen Konstruktionswerkstoffen im Wettbewerb. Ihre Dichte liegt im Bereich von faserverstärkten

Kunststoffen. Gegenüber faserverstärkten Kunststoffen weisen Magnesiumlegierungen die typischen Vorteile eines metallischen Strukturwerkstoffes auf: Die hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit, eine höhere Duktilität, die Temperaturbeständigkeit und die vollständige Recyclierbarkeit.

3.1.1 Verformungsmechanismen

Wesentliche Träger der plastischen Verformung von Metallen sind Versetzungen auf dicht gepackten Kristallebenen, die mit dem zugehörigen Burgersvektor b ein Gleitsystem ergeben. Abbildung 1 fasst die für die Verformung von Magnesium relevanten Gleitsysteme zusammen.

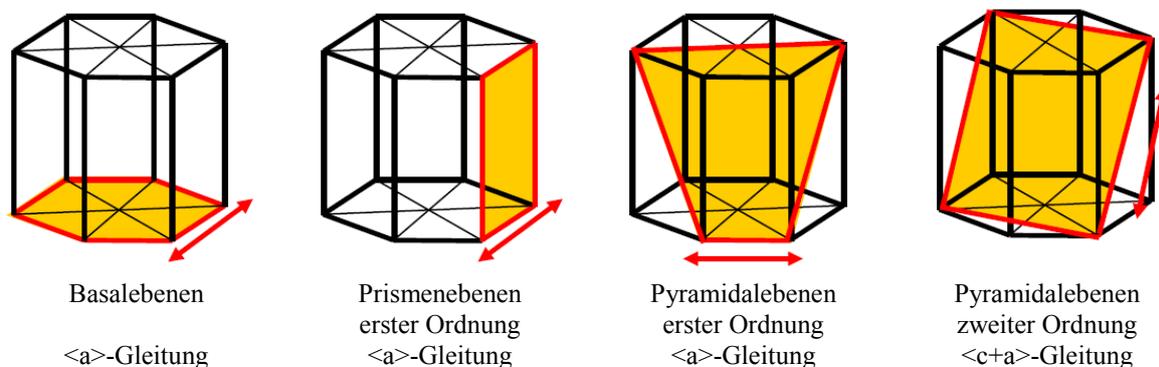


Abbildung 1: Ausgewählte Gleitsysteme in der hexagonal dichtest gepackten Kristallstruktur des Magnesiums [CHO11]

Die Versetzungsgleitung auf Basalebene in $\langle a \rangle$ -Richtung weist bei Raumtemperatur die mit Abstand niedrigste kritische Schubspannung aller Verformungsmechanismen auf [ION82, RAE11]. Die Basalgleitung ist als der dominante Verformungsmechanismus in Magnesiumlegierungen bei Raumtemperatur anzusehen. Da die Basalgleitung nur zwei unabhängige Gleitsysteme aufweist, ist das von Mises-Kriterium, welches für die homogene Verformung von Polykristallen fünf unabhängige Gleitsysteme fordert, nicht erfüllt [VON28]. Auch zusätzliche Gleitsysteme, wie die Prismengleitung und die Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene erster Ordnung, ermöglichen lediglich eine Verformung des Kristalls in die kristallographische $\langle a \rangle$ -Richtung. Sie sind bei Raumtemperatur aufgrund höherer kritischer Schubspannung nur schwer zu aktivieren [PAR67, OBA73, ION82]. Die Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung ermöglicht eine Verformung des Kristalls in $\langle c \rangle$ -Richtung, so dass der entsprechende Versetzungstyp auch als $\langle c+a \rangle$ bezeichnet wird. Der Burgersvektor $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ dieses Gleitsystems beinhaltet eine partielle $\langle c \rangle$ -Komponente, was einer Verformung in die kristallographische $\langle c \rangle$ -Richtung entspricht.

Die signifikante Aktivierung dieses Versetzungstyps erfordert erhöhte Temperaturen zur Absenkung der kritischen Schubspannung, deren Betrag stark temperaturabhängig ist [ION82]. Es zeigt sich, dass ein deutlicher Beitrag von nicht basalen Gleitsystemen zur Verformung erst oberhalb von etwa 200 °C zu erwarten ist [OBA73]. Die begrenzte Zahl an verfügbaren Gleitsystemen begründet somit die unzureichende Kaltverformbarkeit von Magnesiumlegierungen gegenüber metallischen Strukturwerkstoffen, die in einer kubischen Kristallstruktur vorliegen.

Ein begrenzter Beitrag zur plastischen Verformung wird durch mechanische Zwillingsbildung geleistet. Zwei für die Verformung von Magnesium maßgebliche Zwillingssysteme sind der $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Zwilling, auch Zugzwilling genannt, und der $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Zwilling, auch Druckzwilling genannt. $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Zwillingsbildung ist ein Mechanismus, der eine Verformung des verzwillingten Korns in die kristallographische $\langle c \rangle$ -Richtung ermöglicht. Bei einer Verzwillingung des Kristallgitters, exemplarisch zunächst durch einen $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Druckzwilling, gefolgt von einer erneuten Verzwillingung des Gitters durch einen $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Zugzwilling, wird die Bezeichnung Doppelzwilling verwendet. Tabelle 2 stellt diese Zwillingstypen mit ihrer charakteristischen Orientierung relativ zum Wirtsgitter dar.

Tabelle 2: In Magnesium auftretende, relevante Zwillingstypen[NAV04]

Zwillingstyp	Zwillingsebene	Achse	Orientierungsunterschied
Zugzwilling	$\{10\bar{1}2\}$	$\langle \bar{1}210 \rangle$	86°
Druckzwilling	$\{10\bar{1}1\}$	$\langle \bar{1}210 \rangle$	56°
Druckzwilling	$\{10\bar{1}3\}$	$\langle \bar{1}210 \rangle$	64°
Doppelzwilling	$\{10\bar{1}1\} + \{10\bar{1}2\}$	$\langle \bar{1}210 \rangle$	38°
Doppelzwilling	$\{10\bar{1}3\} + \{10\bar{1}2\}$	$\langle \bar{1}210 \rangle$	22°

Die Ausbildung von Zwillingen ist von polarer Natur, so dass sie von der Normalspannungsrichtung relativ zum Wirtsgitter abhängt. So bilden sich $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Zugzwillinge lediglich bei einer Zugspannung mit einer Komponente entlang der $\langle c \rangle$ -Richtung des Kristallgitters im Spannungstensor aus. Die Ausbildung von $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}210 \rangle$ -Druckzwillingen erfordert eine Druckspannung in $\langle c \rangle$ -Richtung. Weiterhin ist die Zwillingsbildung deutlich von der Korngröße abhängig. Große Körner neigen zu einer ausgeprägteren Zwillingsbildung als feine Körner [BAR08]. Neben dem geringen Beitrag zur Gesamtverformung reorientieren Zwillinge das Gitter, so dass unter Umständen andere Gleitmechanismen in den verzwillingten Bereichen leichter aktiviert werden können [BAR07a]. Auch wirken Zwillingsgrenzen, ähnlich Großwinkelkornsgrenzen, als Versetzungshindernis und können zur Verfestigung des Werkstoffes beitragen [KAL03, BAR07b].

Die Aktivierung eines Gleitsystems erfordert das Überwinden der kritischen Schubspannung des Gleitsystems. Ihr Betrag variiert mit dem Typ des Gleitsystems und der Temperatur. So wird bei Raumtemperatur aus Einkristalluntersuchungen ein Verhältnis von 85:1 für die kritische Schubspannung der Prismengleitung verglichen mit der Basalgleitung und von 78:1 für die Pyramidalgleitung zweiter Ordnung ermittelt [RAE11]. Das Schmid'sche Schubspannungsgesetz $\tau = S \sigma$ beschreibt den Zusammenhang zwischen angelegter Normalspannung σ und der Schubspannung τ im Gleitsystem über den Schmid-Faktor S [SCH35]. Der Schmid-Faktor ergibt sich zu $S = \cos \kappa \cos \lambda$ in Abhängigkeit vom Winkel κ zwischen Gleitebenennormalen und Normalspannungsrichtung und Winkel λ zwischen Gleitrichtung und Normalspannungsrichtung. Somit ist die Orientierung der Kristallebenen zur Lasteinleitungsrichtung ein gewichtiger Faktor zur Ermittlung der relativen Aktivität der einzelnen Gleitsysteme. In Abbildung 2 sind anhand inverser Polfiguren die Schmid-Faktoren relevanter Verformungsmechanismen des Magnesiums gezeigt.

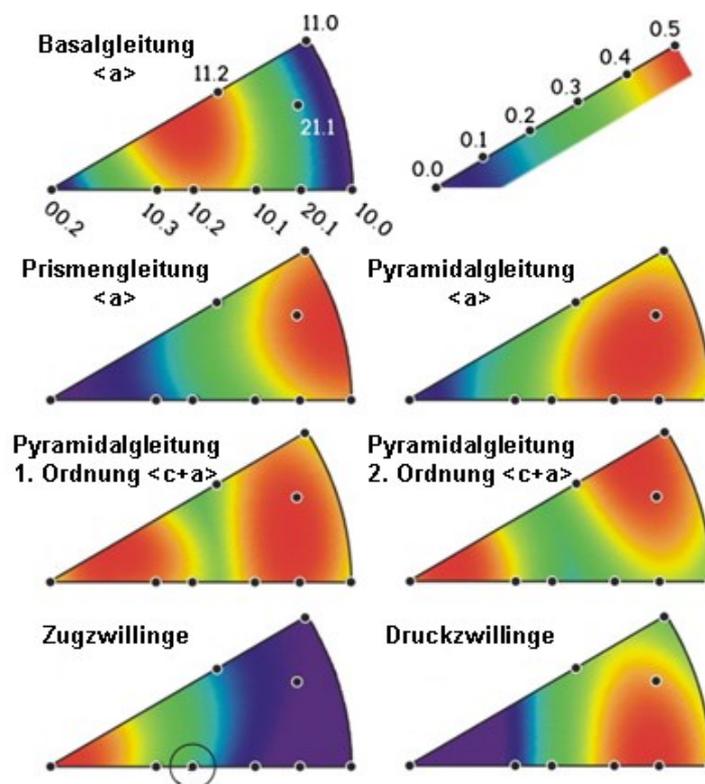


Abbildung 2: Farbskalierte Schmid-Faktoren relevanter Verformungsmechanismen anhand inverser Polfiguren [MUR08]

Aus geometrischen Überlegungen lässt sich schließen, dass der Schmid-Faktor maximal den Wert 0,5 annehmen kann. Dies ist der Fall, wenn sowohl der Winkel κ als auch der Winkel λ 45° betragen. Die in Abbildung 2 dargestellte Berechnung der Schmid-Faktoren verschiedener Gleitsysteme macht deutlich, dass eine Auslenkung der Basalebenen aus der

Blechebene vorteilhaft für die Aktivierung der Basalgleitung ist, welche eine niedrige kritische Schubspannung aufweist. Gefügeanteile mit Orientierung der Basalebene mit hohem Schmid-Faktor werden somit bevorzugt verformt und sind maßgeblicher Träger der makroskopischen plastischen Verformung bei Raumtemperatur.

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 an angelegter Zugspannung erfordert. Weiterhin ist eine Auslenkung aus der Blechebene in Richtung der Lasteinleitung günstig für die Bildung von Zugzwillingen, deren Ausbildung ebenfalls zum Absinken der Streckgrenze im Zugversuch führen kann [BOH07]. Eine Orientierung der Basalebene in der Blechebene wäre aufgrund des hohen Schmid-Faktors dieser Orientierung grundsätzlich förderlich für die Ausbildung von Zugzwillingen. Aufgrund der polaren Natur der Zwillingsbildung erfordert die Bildung von Zugzwillingen allerdings Zugspannungen entlang der c-Achse, welche bei Zugrichtung in der Blechebene nur zu einem geringen Maße vorliegen. Dieser Effekt ist maßgeblich für die von Ball und Pragnell beschriebene Zug-Druck-Asymmetrie der mechanischen Eigenschaften von Magnesiumknetlegierungen verantwortlich [BAL94]. Im Druckversuch liegt die Quetschgrenze von stark texturierten Strangpressprofilen deutlich unterhalb der Streckgrenze im Zugversuch, diese Ergebnisse lassen sich ebenso auf Blechwerkstoffe übertragen [JAI07].

Für die Warmumformung von Magnesiumlegierungen können weiterhin diffusionsgesteuerte Verformungsmechanismen einen Beitrag leisten. Erleichtert durch hohe Leerstellenkonzentrationen an den Korngrenzen ist das diffusionsgesteuerte Abgleiten der Kristallite über Korngrenzgleiten ein technisch relevanter Verformungsmechanismus in der Warmumformung [MUK00]. Im Bereich der superplastischen Umformung mit niedrigen Umformgeschwindigkeiten bei erhöhter Temperatur dominiert der Beitrag dieses Verformungsmechanismus über die Versetzungsgleitung [KIM08]. Voraussetzung für das Korngrenzgleiten ist ein feinkörniges Gefüge, was sich durch Rekristallisationsvorgänge auch erst während der Warmumformung ausbilden kann [TAN03].

3.1.2 Erholung und Rekristallisation

Maßgebliche Triebkraft zur Erholung und Rekristallisation eines Metalls ist die Minimierung der inneren Energie, welche durch Umformprozesse erhöht wird. Den Hauptanteil hierbei macht die elastische Verzerrungsenergie der Versetzungen aus [BAR12]. Bei hinreichender thermischer Aktivierung kommt es zum Abbau der inneren Energie durch Ausheilen und

Umordnen von Gitterdefekten (Erholung) sowie zur Kornneubildung (Rekristallisation), wobei die Versetzungsdichte reduziert wird.

Erholung

Unter dem Begriff Erholung werden thermisch aktivierte Prozesse zusammengefasst, bei denen es zu einer Reduzierung der inneren Energie durch Ausheilen von Leerstellen und Veränderungen in der Versetzungsstruktur kommt. Hierbei können sich Versetzungen gegenseitig auslöschen. Durch Umlagerung der Versetzungen kann es zur Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen kommen. Dieser Mechanismus wird auch Polygonisation genannt [GOT84]. Die Mikrostruktur wird durch Erholung nur in geringem Maße geändert, Eigenspannungen hingegen deutlich abgebaut [BAR12].

Rekristallisation

Die Rekristallisation beschreibt die Neuausbildung des Gefüges im festen Zustand zur Herabsetzung der inneren Energie. Es kommt zur Neubildung unverzerrter Kristallite. Ähnlich der Kristallisation aus dem schmelzflüssigen Zustand besteht jeder Rekristallisationsprozess aus wenigstens zwei Schritten: Keimbildung und Keimwachstum [SCH88]. Bei einer ausreichend hohen Versetzungsdichte und Temperatur können verschiedene Rekristallisationsprozesse in Magnesiumlegierungen aktiv sein, die nachfolgend beschrieben sind.

Statische Rekristallisation

Eine Neuausbildung des Gefüges während einer Wärmebehandlung ohne das Einbringen zusätzlicher Verformung wird als statische Rekristallisation bezeichnet. Die maßgebliche Triebkraft hierfür ist die Herabsetzung der inneren Energie durch Reduktion der Defektdichte. Als Voraussetzung für die statische Rekristallisation muss eine hohe Versetzungsdichte im Gefüge vorliegen. Die thermisch aktivierten Diffusionsprozesse erfordern eine ausreichend hohe Temperatur. Hierbei gilt die Abschätzung, dass Rekristallisation erst oberhalb von 40% der homologen Schmelztemperatur T_s in einem relevanten Maß abläuft [BAR12]. Für Reinformmagnesium ergibt sich diese Grenztemperatur zu 96 °C, wobei es sich hierbei um keinen Werkstoffkennwert sondern um einen Anhaltswert handelt. Faktoren wie die chemische Zusammensetzung, der Umformgrad und die Mikrostruktur beeinflussen die Neigung zur Rekristallisation merklich.

Bei der statischen Rekristallisation kommt es zur Ausbildung neuer Großwinkelkorngrenzen. Generell lassen sich für die Keimbildung relevante Orte im Gefüge anhand einer lokal

erhöhten Versetzungsdichte identifizieren [DOH97]: Großwinkelkorngrenzen, Zwillingsgrenzen, plastische Zonen um Partikel einer zweiten Phase sowie Scherbänder und Zonen lokalisierter Verformung. Die hier neu entstandenen Keime bilden nach einem entsprechenden Keimwachstum das neu ausgebildete Gefüge. Hierbei können die Spannungshöfe bestimmter Legierungselemente (Solute-Drag) und Partikel zweiter Phasen (Zener-Pinning) die Korngrenzenmobilität reduzieren [SMI48, HUM95]. Solche Wachstumsrestriktionen können ein feinkörniges Gefüge begünstigen und zur Ausbildung oder Änderung einer kristallographischen Textur führen.

Dynamische Rekristallisation

Finden Rekristallisationsprozesse während der Umformung statt, so werden sie als dynamische Rekristallisation (DRX) bezeichnet und der Umformprozess als Warmumformung klassifiziert [BAR12]. Bei der Kaltumformung hingegen verfestigt der Werkstoff zumeist stark und es kommt zu keinem Abbau der elastischen Verzerrungsenergie.

Die Umformung führt zu einer kontinuierlichen Neubildung von Versetzungen, so dass der Abbau der Versetzungsdichte durch dynamische Rekristallisation nicht vollständig abläuft. Da die dynamische Rekristallisation ein thermisch aktivierter Prozess ist, läuft sie umso schneller und vollständiger ab, je höher die Temperatur während der Warmumformung ist. Somit kann ein bei höherer Temperatur umgeformtes Gefüge einen höheren Rekristallisationsgrad aufweisen als ein bei niedrigerer Temperatur bis zum selben Umformgrad umgeformtes Gefüge. Die sich ausbildende rekristallisierte Korngröße kann als Funktion der mechanischen Fließspannung angesehen werden und mit fortschreitender Rekristallisation steigt lediglich der Anteil des rekristallisierten Gefüges [GOT98, GOT83].

Es wird von diskontinuierlicher Rekristallisation (DDRX) gesprochen, wenn eine klare Abgrenzung von Keimbildungsphase und Keimwachstumsphase möglich ist und die Versetzungsdichte von einzelnen Körnern abgebaut wird [LAS08]. Die sich bildenden Subkorngrenzen ordnen sich energetisch günstig an und es kommt zur Ausbildung neuer Großwinkelkorngrenzen zumeist mitten in einem bestehenden Korn. Kontinuierliche Rekristallisation (CDRX) hingegen läuft ohne klar abgrenzbare Keimbildungs- und Keimwachstumsphasen ab und erfasst das Gefüge gleichmäßig. Die Keimbildung geschieht meist nahe den Korngrenzen des bestehenden Gefüges [ION82]. Hierfür maßgeblich verantwortlich ist die durch Versetzungsaufstau zu den Korngrenzen kontinuierlich steigende Versetzungsdichte und somit Gitterverzerrung. Mit fortschreitendem Rekristallisationsgrad erweitern sich die Zonen der Keimbildung an den Korngrenzen zu kontinuierlichen Bändern

kleinmaßiger Körner, siehe Abbildung 3. Ion et al. schreiben diesen Bändern in den Mantelregionen der Körner des ursprünglichen Gefüges eine hohe Duktilität zu, die eine Relativbewegung der unrekristallisierten Gefügebestandteile zulässt [ION82].

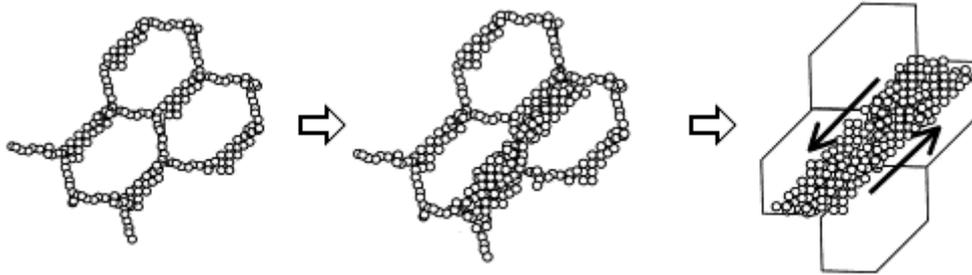


Abbildung 3: Schematische Gefügeänderung durch kontinuierliche Rekristallisation [DEL03, ION82]

Sekundäre Rekristallisation

Als sekundäre Rekristallisation wird das Wachstum einzelner Körner auf Kosten umliegender, kleinerer Körner bezeichnet [GOT84]. Durch das bevorzugte Wachstum einzelner Körner kommt es zu einer Erhöhung der mittleren Korngröße und zur Ausbildung eines inhomogenen Gefüges. Maßgebliche Triebkraft der sekundären Rekristallisation ist die Minimierung der Grenzflächenenthalpie. Es kommt nicht zur Ausbildung neuer Körner mit abweichenden Orientierungen.

3.1.3 Einfluss von Legierungselementen in Magnesiumknetlegierungen

Im Folgenden sind Einflüsse ausgewählter Legierungselemente auf die Eigenschaften der Magnesiumlegierungen aufgeführt. Die Auswahl beschränkt sich auf die in dieser Arbeit verwendeten Legierungselemente. Eine umfassende Darstellung kann der Literatur entnommen werden [KAM00, AVE99]. Die Nomenklatur der in dieser Arbeit angegebenen Legierungszusammensetzungen erfolgt gemäß ASTM B275 [AST13a].

Aluminium ist das meistverwendete Legierungselement des Magnesiums. Aluminium erhöht als Mischkristallhärter, beziehungsweise bei erhöhtem Gehalt über Ausscheidung der inkohärenten Phase $Mg_{17}Al_{12}$, die Festigkeit und Härte [MOR97]. Weiterhin verbessert Aluminium die Gießbarkeit durch Herabsenkung der Schmelztemperatur, Vergrößerung des Schmelzintervalles und Bildung eines Eutektikums [MOR97]. Die Zugabe von Aluminium führt zu einem gegenüber reinem Magnesium verfeinerten Gefüge [LEE00] und verbessertem Korrosionswiderstand [FEL09].

Zink verbessert wie Aluminium als Mischkristallhärter die Raumtemperaturfestigkeit von Magnesiumlegierungen. Beide Legierungselemente werden häufig miteinander kombiniert

(AZ-Serie). Bei erhöhtem Gehalt an Zink werden Ausscheidungen gebildet, die zur Aushärtung der Legierung in einer Wärmebehandlung dienen können. Zink verbessert die Gießbarkeit, indem es die Viskosität von Magnesiumschmelzen reduziert [CAH96]. Zinkgehalte im Bereich 2-4 % führen zu einer erhöhten Heißrissempfindlichkeit [ZHO11].

Mangan ist in vielen Magnesiumlegierungen zur Steigerung des Korrosionswiderstandes in geringen Mengen enthalten [AVE99]. Mangan bildet in Magnesiumlegierungen stabile intermetallische Phasen, in denen Verunreinigungen wie Eisen abgebunden werden. In der Gegenwart von Aluminium kann die inkohärente Phase Al_8Mn_5 gebildet werden.

Seltene Erdelemente werden überwiegend in der Form von Cer-Mischmetall (ca. 60 % Cer, ca. 30 % Lanthan, Rest Neodym und Praseodym) als Legierungszusatz verwendet. Die Separierung der Elemente ist technisch aufwändig und metallurgisch nicht zwingend, da die Wirkungsweise der einzelnen Seltenen Erdelemente in Magnesiumlegierungen als qualitativ gleichartig angesehen werden kann [WIL06, ROK03]. Insbesondere in aluminiumhaltigen Guss- und Knetlegierungen werden Seltene Erdelemente zur Aushärtung und zur Erhöhung der Kriechbeständigkeit sowie Warmfestigkeit zugegeben. Es kommt zur Bildung stabiler intermetallischer Phasen. In aluminiumfreien Legierungen bewirken Seltene Erdelemente im Rahmen einer geeigneten Wärmebehandlung eine Abschwächung der in Knetprozessen üblicherweise auftretenden, scharfen Verformungstexturen.

Zirkon wird in aluminiumfreien Legierungen als potenter Kornfeiner verwendet [STJ05]. Nur der im Mischkristall gelöste Anteil an Zirkon hat eine kornfeinende Wirkung [STJ05]. Somit ist der Einsatz von Zirkon auf Legierungen ohne Gehalte an Aluminium, Mangan, Silizium und Eisen beschränkt, da diese Elemente mit Zirkon stabile Ausscheidungen bilden [EML66].

3.1.4 Kristallographische Textur

Unter der kristallographischen Textur wird die Orientierungsverteilung der Kristallite in einem Polykristall verstanden. Ausgeprägte Texturen werden durch starke Verformung, wie beim Walzen, erzeugt [GOT98]. Die Darstellung der kristallographischen Textur erfolgt durch die Schnittdarstellung der Orientierungsverteilungsfunktion (englisch: orientation distribution function, ODF) im durch die Eulerwinkel aufgespannten Raum [BUN65] oder durch Polfiguren [SCH49]. Polfiguren entsprechen der Darstellung einer stereographischen Projektion P' der Durchstoßpunkte P der Ebenennormalenvektoren auf die äquatoriale Schnittebene einer Einheitshalbkugel, siehe Abbildung 4. Hierbei kommt die flächentreue Projektion nach Schmidt [SCH25] oder die winkeltreue Projektion nach Wulff [WUL02] zur Anwendung.

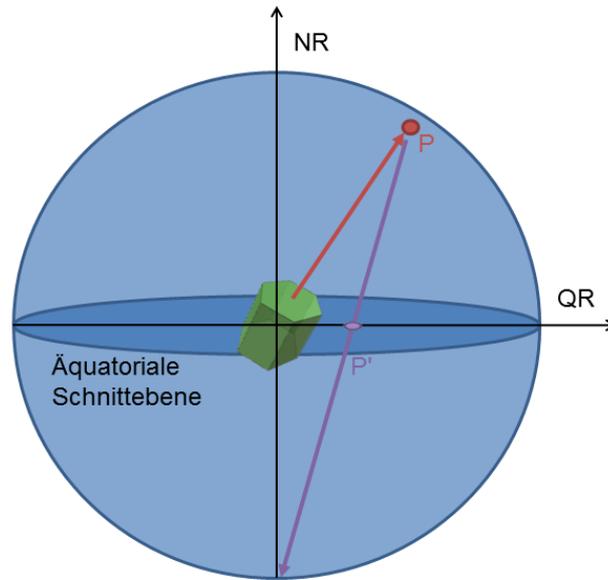


Abbildung 4: Stereographische Projektion P' der Durchstoßpunkte P der Ebenennormalenvektoren auf die äquatoriale Schnittebene einer Einheitshalbkugel zur Gewinnung von Polfiguren

Während eine Polfigur ein probenfestes Koordinatensystem zur Darstellung der Orientierung einer Ebenenfamilie aufweist, verwendet die inverse Polfigur ein kristallfestes Koordinatensystem [ROE65], vergleiche Abbildung 5. Unter Ausnutzung der Kristallsymmetrie ist somit ein Ausschnitt der stereographischen Projektion der Einheitskugel zur vollständigen Beschreibung der kristallographischen Textur ausreichend. Zur Beschreibung der kristallographischen Textur von Blechen wird in der Literatur die Polfigur bevorzugt, während bei rotationssymmetrischen Geometrien wie Bolzen, Rundprofilen und Drähten die Darstellung der inversen Polfigur häufiger anzutreffen ist.

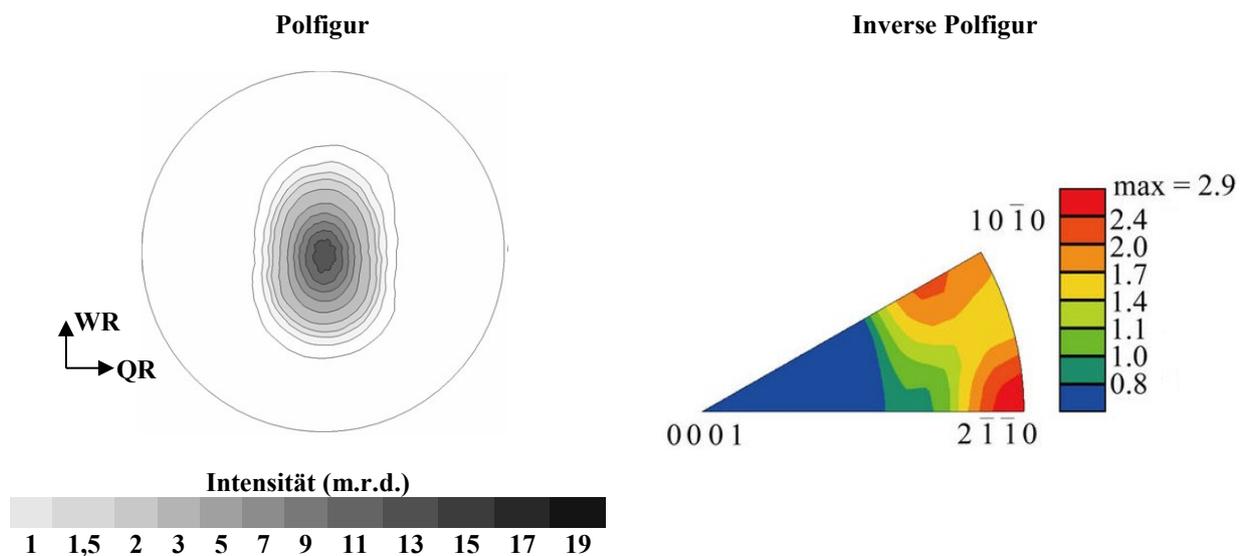


Abbildung 5: (0002)-Polfigur eines typischen Magnesiumbleches der Legierung AZ31 im Vergleich zu einer inversen Polfigur eines kaltgezogenen Reinmagnesiumdrahtes in Ziehrichtung [QIA13]

Wie Beck bereits 1939 beschrieb [BEC39], sind die üblichen aus dem Walzprozess resultierenden kristallographischen Texturen von Magnesiumblechen durch die Ausrichtung der Majorität der Basalebene parallel zur Blechebene geprägt. Dies erschwert eine weitere plastische Verformung. Das Zustandekommen dieser kristallographischen Textur steht im Zusammenhang mit der Dominanz der Basalgleitung während des Walzprozesses und Reorientierung des Kristallgitters durch Zugzwillinge [STY04]. Durchläuft eine Versetzung das Wirtsgitter, so kommt es nicht nur zu einer Verschiebung sondern auch zu einer geringfügigen Rotation des Gitters hin zur Hauptverformungsrichtung, so dass sich die Gleitebenen parallel zur Hauptverformungsrichtung ausrichten [HEL06, MÜL06]. Kristallorientierungen, die deutlich von dieser Lage abweichen, sind günstig orientiert für mechanische Zwillingsbildung. Im Falle des $\{10\bar{1}2\} \langle 1\bar{2}10 \rangle$ -Zugzwillings kommt es zu einer Reorientierung des Gitters hin zur Ausrichtung der Basalebene parallel zur Blechebene [XIN11]. Es ergibt sich somit eine kristallographische Textur mit einer überwiegenden Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene. Eine Ausschmierung des Basalpol entlang der Walzrichtung kann auf eine gewisse Aktivität von Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung zurückgeführt werden [AGN01, AGN02]. Abweichungen von diesem Texturtypus, die insbesondere auf die Abschwächung der kristallographischen Textur abzielen, sind durch die Zulegierung von Seltenen Erdelementen [BOH07, MAC08, WEN10, HAN10], Einbringung von inkohärenten Rekristallisationskeimen [LAS08, ROB09], Einbringung einer Scherverformung im Walzprozess [WAT04, HUA09a] und durch eine Erhöhung der Walztemperatur möglich [HUA09b, HUA11].

3.2 Herstellungsprozesse für Magnesiumflachprodukte

Magnesiumbleche werden überwiegend im Warmwalzprozess aus stranggegossenen Brammen oder aus im Gießwalzprozess hergestellten Dünnbändern gewalzt. Andere Fertigungsprozesse wie das Strangpressen von Blechprofilen [GAL13] spielen aufgrund derzeit geringer Produktivität nur eine untergeordnete Rolle.

3.2.1 Konventioneller Walzprozess

Der konventionelle Walzprozess geht von stranggegossenen Brammen aus, die vor dem Walzprozess einer Homogenisierungsbehandlung unterzogen werden, um Seigerungen und Einschlüsse aufzulösen. Der eigentliche Warmwalzprozess ist durch das Führen der Brammen durch den Walzspalt des Walzgerüsts gekennzeichnet. Hierbei ist der Walzspalt kleiner als die Brammendicke. Somit wird plastische Verformung in das Walzgut eingebracht. Aufgrund der begrenzten Kaltumformbarkeit von Magnesiumlegierungen werden die Walzstiche bei

erhöhter Temperatur durchgeführt. Hierbei liegt die Temperatur des Walzgutes meist im Bereich von 250-500 °C und übliche Walzgrade liegen im Bereich $0,1 < \varphi < 0,5$ [KAM00, BEC39]. Zwischen den Walzstichen werden Zwischenglühungen außerhalb des Walzgerüsts vorgesehen, wobei deren Anzahl, Dauer und Temperatur variieren. Häufig kommen Reversierwalzgerüste zum Einsatz, die mehrere Walzstiche hintereinander auf einem einzigen Walzgerüst ermöglichen. Das Walzen auf Enddicke erfordert eine Vielzahl von Warmwalzstichen. Der angewandte Walzplan und insbesondere dessen Prozessparameter Walztemperatur, Walzgeschwindigkeit und Walzgrad bestimmen im weiten Maße die Endigenschaften des Bleches in Bezug auf mechanische Kennwerte und mikrostrukturelle Eigenschaften wie Korngröße und kristallographische Textur.

3.2.2 Gießwalzen

Die Anwendung des Gießwalzprozesses zur Herstellung von Vormaterial für den Walzprozess hat in der jüngeren Vergangenheit verstärkte Aufmerksamkeit erfahren [ALL01, WAT04, DIN08, PAR09, BAS10, KAW11, ALJ11, KAI09, KUR13a, WEN14]. Dieser für Stähle und Aluminiumlegierungen etablierte Prozess liefert als Dünnband oder Gießwalzband bezeichnetes Vormaterial und wurde für Magnesiumlegierungen erstmals in den 1980er Jahren von der Dow Chemical Company dargestellt [PAR09]. In Abbildung 6 ist der prinzipielle Prozessablauf für Magnesiumlegierungen im Vergleich zum konventionellen Warmwalzprozess mit Brammen gezeigt. Die Metallschmelze wird aus einem Schmelzofen unter Schutzgasatmosphäre in einen Gießofen gepumpt. In der Stahlindustrie ist die Schmelzezufuhr zum Gießwalzgerüst zumeist vertikal zum Erreichen hoher Gießgeschwindigkeiten implementiert. Für Nichteisenmetalle wie Magnesium und Aluminium wird eine horizontale Zufuhr zur gleichmäßigeren Schmelzeverteilung über die Gießbreite und erleichterten Prozesssteuerung bevorzugt [DIN08].

Über eine Gießdüse wird die Schmelze zwischen zwei gekühlten, rotierenden Walzen eingebracht, erstarrt dort und wird zu einem wenige Millimeter dicken Dünnband gewalzt. Im Gießwalzprozess kann die Erstarrung der Schmelze somit mit einer Walzverformung kombiniert werden. Das resultierende Dünnband weist gegenüber stranggegossenen Brammen aufgrund der schnelleren Erstarrung ein feinkörnigeres Gefüge auf [PAR09]. Durch die geringere Eingangsdicke des Dünnbandes gegenüber einer stranggegossenen Bramme ist im anschließenden Warmwalzprozess eine geringere Zahl an Walzstichen zum Erreichen der Enddicke nötig. Der eingebrachte Gesamtumformgrad ist geringer als für den konventionellen Warmwalzprozess.

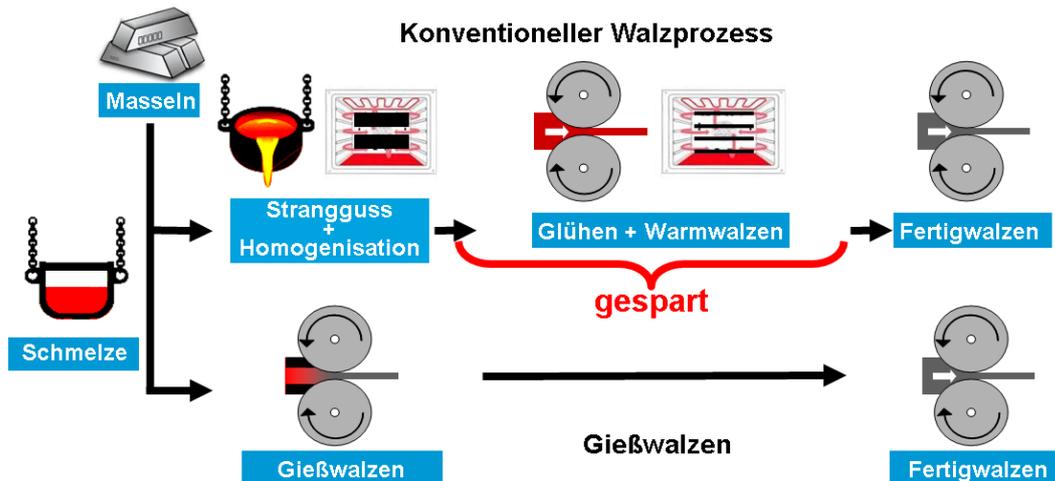


Abbildung 6: Schematische Darstellung des Gießwalzprozesses im Vergleich zum konventionellen Warmwalzprozess [KUR13b]

Eine Reduktion der Walzstiche reduziert auch die Zahl der nötigen zeit- und energieintensiven Zwischenglühungen, so dass der Gießwalzprozess das Potential zur Erhöhung der Wirtschaftlichkeit von Magnesiumblechen bietet. Besonders attraktiv erscheint in diesem Zusammenhang die Nutzung der Prozesswärme des gerade erstarrten Dünnbandes für den nachfolgenden Warmwalzprozess in einer ununterbrochenen Prozesslinie. Allerdings beschränkt die Implementierung des Gießwalzprozesses mit dem Warmwalzprozess in einer Linie die Produktivität des Gesamtprozesses auf die Produktivität des langsamen Gießwalzprozesses. Somit impliziert sich die Ausführung eines Anlagenkonzeptes, in dem mehrere Gießwalzanlagen ein Warmwalzgerüst diskontinuierlich versorgen.

3.3 Prüfung der Blechumformeigenschaften

Die Verfahren der Blechumformprüfung dienen der Messung des Umformvermögens eines Blechwerkstoffes, welcher in einem Massivumformverfahren zu einem Bauteil geformt werden soll. Die Blechumformprüfung erlaubt die Ermittlung von Prozessgrenzen hinsichtlich Umformgraden, Umformgeschwindigkeiten und Umformtemperaturen. Auch kann die Blechumformprüfung herangezogen werden, um Sicherheitsreserven in einem Umformprozess abzuschätzen. Mit Laborversuchen können Eingangsdaten für die Prozesssimulation durch Finite-Elemente-Methoden gewonnen und eine umfassende Werkstoffmodellierung etabliert werden [MEK13]. Auch ist der fundierte Vergleich der Umformleistungen und des Umformverhaltens verschiedener Blechwerkstoffe direkt über die Gewinnung blechspezifischer Kennwerte durchführbar.

Während der Zugversuch Informationen über das Werkstoffverhalten im einachsigen Spannungszustand liefert, ermöglichen mehrachsige Blechumformprüfverfahren die Ermittlung von Werkstoffkennwerten auch im mehrachsigen Spannungszustand. Technische Blechumformprozesse rufen üblicherweise mehrachsige Spannungszustände hervor, so dass die Kenntnis des Werkstoffverhaltens unter variablen Spannungszuständen relevant für die Prozessauslegung in der industriellen Praxis ist. Insbesondere für Blechwerkstoffe mit anisotropen mechanischen Eigenschaften ist die Möglichkeit zur Variation des Dehnpfades nötig, um die gesamte Bandbreite der in industriellen Prozessen auftretenden Umformoperationen zu untersuchen.

3.3.1 Das Grenzformänderungsschaubild nach Keeler und Goodwin

Eine umfassende Darstellung des Umformvermögens von Blechwerkstoffen in mehrachsigen Spannungszuständen, wie sie in industriellen Umformprozessen auftreten, wird durch die Anwendung des Grenzformänderungsschaubildes (englisch: forming limit diagram, FLD) ermöglicht. Diese Darstellung geht auf Keeler [KEE63] zurück und wurde von Goodwin [GOO68] weiterentwickelt, so dass auch die Bezeichnung Keeler-Goodwin-Diagramm üblich ist. Im Grenzformänderungsschaubild wird die Hauptformänderung φ_1 gegen die Nebenformänderung φ_2 aufgetragen. Hierbei beschreibt die Hauptformänderung φ_1 die absolut größte Dehnung in der Blechebene, die dazugehörige Dehnungsrichtung wird als Hauptformänderungsrichtung bezeichnet. Die Nebenformänderung φ_2 liegt in senkrechter Richtung zur Hauptformänderungsrichtung und fällt in aller Regel mit der absolut kleinsten Dehnung in der Blechebene zusammen.

Keeler etablierte die Darstellung der Hauptformänderung φ_1 über die Nebenformänderung φ_2 in der Blechebene zunächst für über starre Stempel stretchgezoogene Bleche [KEE63]. Goodwin erweiterte die Darstellung Keelers auf den Bereich des Tiefziehens mit negativer Nebenformänderung φ_2 [GOO68]. Abbildung 7 zeigt ein schematisches Grenzformänderungsschaubild mit der Auftragung der Hauptformänderung φ_1 über die Nebenformänderung φ_2 . Die experimentelle Abdeckung des Grenzformänderungsschaubildes durch spezielle Probengeometrien, beispielsweise nach Hašek [HAS78], ist nachfolgend beschrieben.

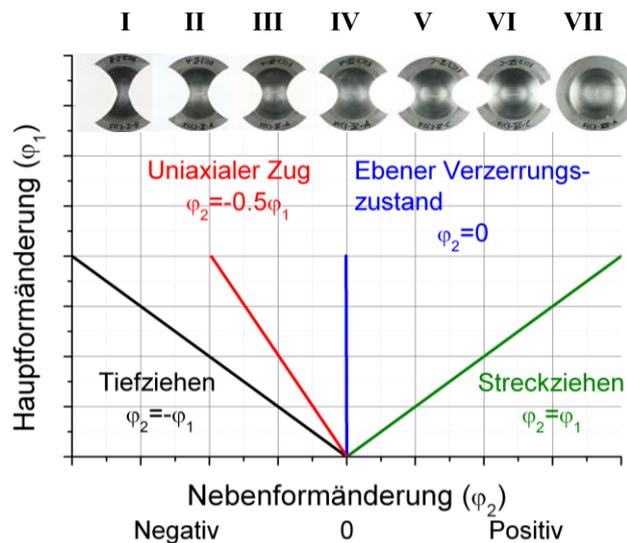


Abbildung 7: Schematisches Grenzformänderungsschaubild unter Angabe charakteristischer Dehnpfade und Abdeckung des Grenzformänderungsschaubildes durch Hašek-Proben I-VII

Innerhalb des Grenzformänderungsschaubildes lassen sich einige charakteristische Dehnpfade identifizieren. Hierbei entspricht der Dehnpfad, bei dem $\varphi_2 = -\varphi_1$ gilt, einer idealisierten Tiefziehverformung. Dehnpfade, bei der der Betrag der Hauptformänderung φ_1 kleiner als der Betrag der Nebenformänderung φ_2 ist, treten nur bei Aufdickung des Blechwerkstoffes im Flansch beim Tiefziehprozess auf. Ein idealisierter einachsiger Zugversuch eines isotropen Blechwerkstoffes mündet in der Gültigkeit der Beziehung $\varphi_2 = -0,5\varphi_1$. Reale Blechwerkstoffe weichen aufgrund der senkrechten Anisotropie von diesem Verhalten zumeist ab. Bei einer Nebenformänderung $\varphi_2 = 0$ fließt der Blechwerkstoff während der Umformung vollständig aus der Dickenrichtung in die Hauptformänderungsrichtung. Dieser Sonderfall wird als ebener Verzerrungszustand bezeichnet. Sind Nebenformänderung φ_2 und Hauptformänderung φ_1 schließlich vom Betrag und Vorzeichen gleich ($\varphi_2 = \varphi_1$), liegt der idealisierte Streckziehfall vor, in dem der Blechwerkstoff gleichmäßig in der Blechebene gestreckt wird.

3.3.2 Grenzformänderungskurven

Die Grenzformänderungskurve (englisch: forming limit curve, FLC) stellt im Grenzformänderungsschaubild die Verfahrensgrenzen während der Umformung von Blechwerkstoffen dar, vergleiche Abbildung 8. Die Konstruktion der Grenzformänderungskurve geschieht durch Interpolation zwischen experimentell ermittelten Stützstellen wie den gezeigten sieben Proben nach Hašek [HAS78]. Zur Gewinnung von Grenzformänderungskurven ist die Bestimmung des Einsetzens der lokalisierten Verformung essentiell. Hierbei erfolgt die Dehnungsmessung in der Blechebene durch die Vermessung der Formänderung von auf die Probenoberfläche aufbrachten Mustern. Klassische Verfahren verwenden aufgeätzte Kreismuster unterschiedlicher Anordnungen für die manuelle

Ausmessung. Stochastische Muster ermöglichen bei automatisierter Auswertung eine höhere Ortsauflösung [GOM09]. Aus den so gewonnenen lokalen Dehnungsdaten lässt sich die Grenzformänderungskurve konstruieren, wobei hier verschiedene Lokalisierungskriterien vorgeschlagen werden [CAO00, MER03, DIN09b]. Das Einsetzen lokalisierter Verformung stellt im Allgemeinen die Verfahrensgrenze für Umformprozesse dar. Eine lokalisierte Verformung ist in Umformprozessen zumeist unerwünscht. Sie kann zu einem in der Prozessauslegung nicht angenommenen Spannungsfall und zu Schlechtteilen mit Wandstärken außerhalb der Fertigungstoleranz führen.

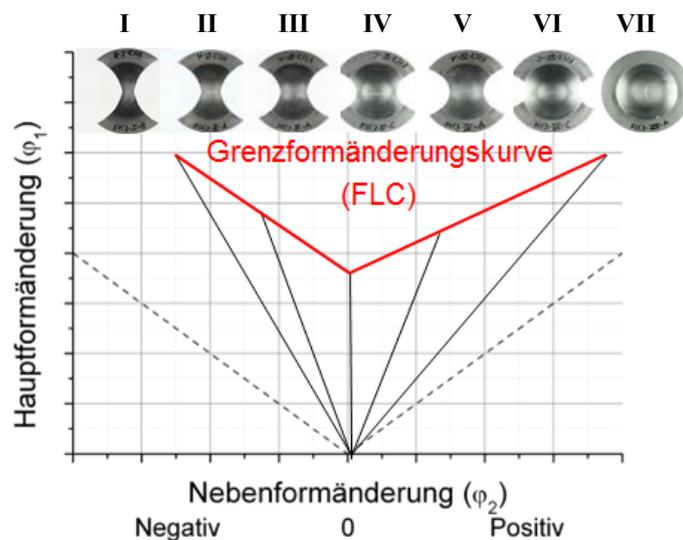


Abbildung 8: Schematische Grenzformänderungskurve und Zuordnung der Hašek-Proben I-VII

Die Grenzformänderungskurve findet ihre Anwendung in der Auslegung von Umformprozessen und der vorgeschalteten Konstruktion der zu formenden Bauteile. Die Grenzformänderungskurve kann, im Abgleich mit am Bauteil gemessenen oder aus Prozesssimulationen errechneten Umformgraden, auch zur Abschätzung von Sicherheitsreserven eingesetzt werden. Die Grenzen der Aussagekraft der Grenzformänderungskurve sind erreicht, sobald ein mehrstufiger Umformprozess angewandt wird, bei dem komplexe, nicht lineare Dehnpfade verwandt werden [TEK09].

Die experimentelle Ermittlung von Grenzformänderungskurven wurde unter der Zuhilfenahme unterschiedlicher Probengeometrien, die jeweils distinkte Dehnpfade realisieren, in einem festgelegten Aufbau zuerst von Nakajima realisiert [NAK68]. Die Abbildung 9 zeigt den prinzipiellen Versuchsaufbau. Hierbei gibt die Grenzformänderungskurve das Einsetzen lokalisierter Verformung in Abhängigkeit vom Dehnpfad an. Aufbauend auf den Arbeiten von Keeler [KEE63] und Goodwin [GOO68] stellt der Nakajimaversuch eine Möglichkeit dar, unterschiedliche Dehnpfade unter

gleichbleibenden Versuchsbedingungen zu untersuchen. Die über einen halbkugelförmigen Stempel gestreckten Proben waren von Nakajima als Blechstreifen unterschiedlicher Breite vorgesehen. Hierbei wird die Blechprobe mit hinreichend großer Niederhalterkraft geklemmt um ein Einziehen der Probe zu verhindern.

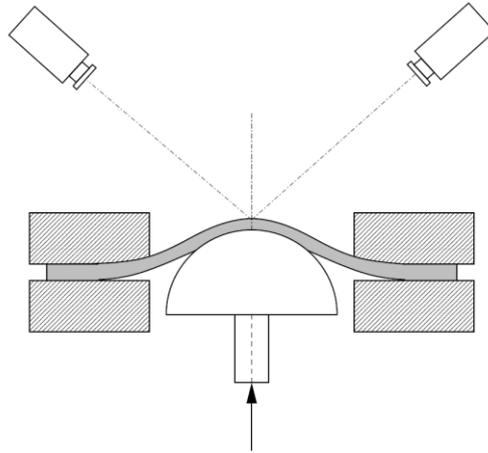


Abbildung 9: Prinzipieller Aufbau des Nakajimaversuches [GOM09]

Marciniak [MAR68] schlug einen Versuchsaufbau vor, bei dem statt eines halbkugelförmigen Stempels ein zylindrischer Hohlstempel zum Einsatz kommt. Somit erfolgt die Krafteinleitung fern der Hauptumformzone, was im Gegensatz zum Nakajima-Aufbau lineare Dehnpfade garantiert [ABS11, LAP08]. Allerdings erfordert der Marciniak-Versuch die Verwendung von Hilfsplatten zur Klemmung der Blechproben. Die mechanischen Eigenschaften der Hilfsplatten können die Versuchsergebnisse beeinflussen und erhöhen den Versuchsaufwand.

Hašek [HAS78] schließlich verglich unterschiedliche Ansätze zur Gewinnung von Grenzformänderungskurven und optimierte die Probengeometrien nach Nakajima. Die von ihm vorgeschlagenen Uhrglasproben sind in den Abbildungen 7 und 8 im verformten Zustand dargestellt. Kreisförmige Blechronden mit unterschiedlichen, halbkreisförmigen Einschnitten repräsentieren hierbei unterschiedliche Dehnpfade vom idealisierten Tiefziehen bis zum idealisierten Streckziehen.

4 Experimentelle Methoden

4.1 Ausgangsmaterial

Bei den in dieser Arbeit auf ihr Umformvermögen und Verformungsverhalten hin untersuchten Magnesiumblechen handelte es sich um Feinbleche der Legierungen AZ31 (Mg-3Al-1Zn-Mn) und ZE10 (Mg-1Zn-Cer-Mischmetall). Die Bleche wurden von der Salzgitter Magnesium Technologie GmbH im Rahmen des vom Bundesministerium für Bildung und Forschung geförderten Projektes M³-Mobil mit Magnesium (Förderkennzeichen 03X3012H) angeliefert. Die Bleche lagen im weichgeglühten Zustand (O) vor, ohne dass nähere Angaben zur Wärmebehandlung gemacht wurden. Die Oberfläche aller Bleche, welche als Blechtafelzuschnitte angeliefert wurden, war unbehandelt.

Für jede Legierung wurden zwei verschiedene Produktionsrouten durchgeführt, so dass sich vier Bleche mit jeweils unterschiedlicher Legierung beziehungsweise Produktionshistorie ergaben. Einerseits wurden die Bleche aus einer stranggegossenen Bramme auf einem Reversierwalzgerüst bei der Salzgitter Magnesium Technologie GmbH auf Enddicke warmgewalzt. Andererseits erzeugte ein Gießwalzprozess alternatives Vormaterial in Form von Dünnbändern, welche in wenigen Walzsritten ebenfalls auf einem Reversierwalzgerüst auf Enddicke gewalzt wurden. Die Bereitstellung des Dünnbandes erfolgte durch die Hydro Aluminium Deutschland GmbH. Die Blechstärke t der untersuchten Bleche ist in Tabelle 3 als Mittelwert von sechs Messpunkten gezeigt.

Tabelle 3: Blechstärke t der untersuchten Bleche

Blech	Blechstärke t [mm]
AZ31 aus Bramme	1,53
ZE10 aus Bramme	1,51
AZ31 aus Dünnband	1,57
ZE10 aus Dünnband	1,53

4.2 Mikrostrukturelle Charakterisierung und chemische Analyse

4.2.1 Funkenspektroskopie

Die Funkenspektroskopie dient zur Bestimmung der makroskopischen chemischen Zusammensetzung eines Werkstoffes. Durch einen Lichtbogen wird eine geringe Menge an Material verdampft. Durch Beugung des emittierten Lichtes und Detektion der Intensität der charakteristischen Spektrallinien lässt sich der atomprozentuale Anteil von zuvor festgelegten Elementen am Werkstoff ermitteln.

Die chemische Analyse der in dieser Arbeit untersuchten Bleche wurde an einem Spektrolab M Funkenemissionsspektrometer mit Hybridoptik unter Argonatmosphäre durchgeführt. Vor den Messungen wurde das Funkenemissionsspektrometer mit Hilfe geeigneter Referenzproben kalibriert, um eine präzise Messung geringer Gehalte an Legierungselementen zu ermöglichen. Die zu untersuchenden Proben wurden oberflächlich angeschliffen, um die Oxidschicht zu entfernen. Je Probe wurden drei Messungen durchgeführt und das Ergebnis der chemischen Zusammensetzung gemittelt.

4.2.2 Lichtmikroskopie

Mit Verfahren der Lichtmikroskopie wird die Mikrostruktur als Gesamtheit aus Körnern und deren Grenzflächen, Phasenzusammensetzung sowie Poren untersucht. Durch geeignete Ätz- und Kontrastverfahren können die unterschiedlichen Gefügebestandteile zur vergrößerten Abbildung gebracht werden.

Aus den in Kapitel 4.1 beschriebenen Blechen sowie aus verformten Blechproben wurden repräsentative Längsschliffproben entnommen. Bei einem Längsschliff wird die Schliiffebene durch Walzrichtung und Normalenrichtung aufgespannt. Es wurde das Kalteinbettmittel Demotec 30 verwendet, welches eine geringe Polymerisationstemperatur sicherstellte und somit Gefügeänderungen während der Einbettung vermied. Die Schleif- und Polierbehandlung der eingebetteten Schliiffe erfolgte auf einer ATM Saphir 350 E Tellerschleifmaschine. Zum Nassschleifen der Proben wurde SiC-Schleifpapier verschiedener Körnungen verwendet. Die Endpolitur fand auf einem Neoprenpoliertuch Struers MD-Chem mit kolloidaler SiO₂-Suspension (Struers OP-U) statt. Zur Kontrastierung der Korngrenzen und -flächen sowie intermetallischen Ausscheidungen wurden die Schliiffe mit Pikrinsäurelösungen gemäß Referenz [KRE04] angeätzt. Die Ätzzeit betrug 1-10 s bis zur Ausbildung einer gleichmäßigen Ätzhaut. Hellfeldaufnahmen der Gefüge wurden an einem inversen Auflichtmikroskop Leica DMI5000 M in bis zu 500-facher Vergrößerung erstellt. Die Bestimmung der mittleren Korngröße der Bleche im Ausgangszustand erfolgte nach DIN EN ISO 643 [DIN12] im Linienschnittverfahren. Die angegebenen Korngrößen entsprechen dem mittleren quadratischen Korndurchmesser. Für jedes Blech wurden wenigstens 300 Schnittliniensegmente ausgewertet.

4.2.3 Röntgenographische Texturanalyse

Eine Messmethode zur Ermittlung der Kristallorientierung beruht auf dem Phänomen der Braggschen Beugung von Röntgenstrahlung an Kristallgittern, welche mit der Gleichung $n\lambda=2d \sin \theta$ beschrieben wird. Unter spezifischen Glanzwinkeln θ kommt es zu konstruktiver

Interferenz der gebeugten Strahlung am Kristallgitter. Hierbei sind die Glanzwinkel θ der Kristallebenen von der Wellenlänge λ der gebeugten Röntgenstrahlung und insbesondere vom Abstand d der Kristallebenen abhängig. Somit ist bei gegebener Wellenlänge eine eindeutige Zuordnung des Glanzwinkels zu einem Ebenentypus gegeben.

Zur Messung der kristallographischen Textur wurden Proben der untersuchten Bleche auf halbe Blechdicke abgeschliffen. Die Schleif- und Polierbehandlung erfolgte analog zu der in Kapitel 4.2.2 beschriebenen Prozedur für metallographische Schlitte. Die Messungen wurden auf einem Panalytical X'Pert PRO MRD mit Eulerwiege durchgeführt. Zur Erfassung der gesamten Orientierungsverteilung der Kristallite wurden die Proben um die Winkel ϕ und ψ bei gleich bleibendem Einfallswinkel θ gedreht beziehungsweise gekippt. Hierbei betrug der maximale Kippwinkel $\psi=70^\circ$ und das Messraster $5^\circ \times 5^\circ$. Die verwendete Röntgenstrahlung entsprach der Kupfer-K α -Strahlung. Die Strahlgröße betrug $2 \times 1 \text{ mm}^2$ bei 5 mm Oszillation entlang der Walzrichtung der Probe. Bei der Untersuchung verformter Zugproben wurde die Strahlgröße auf $1 \times 1 \text{ mm}^2$ verringert und auf Oszillation der Probe verzichtet. Der Strahlfokus befand sich hierbei etwa 5 mm von der Rissspitze entfernt. Aus den gemessenen Polfiguren $\{10\bar{1}0\}$, (0002) , $\{11\bar{2}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ und $\{10\bar{1}3\}$ wurde mit Hilfe der Software X'Pert Texture die Orientierungsverteilungsfunktion errechnet und rückgerechnete Polfiguren nach der Williams-Imhof-Matthies-Vinel-Methode (WIMV) generiert [MAT82]. Die Darstellung der Polfiguren erfolgte in der flächentreuen Projektion nach Schmidt [SCH25] unter Angabe der Orientierungsintensitäten als Vielfache einer angenommenen Zufallsverteilung (englisch: multiples of a random distribution, m.r.d.).

4.2.4 Rückstreuelektronenbeugung

Die Messmethode der Rückstreuelektronenbeugung (englisch: electron backscatter diffraction, EBSD) beruht auf der Auswertung des Beugungsmusters rückgestreuter Elektronen eines gebündelten Elektronenstrahls, der an den Gitterebenen eines Kristalls gebeugt wird [HUM01]. Das entstehende charakteristische Linienmuster, auch Kikuchi-Muster genannt, enthält Informationen über die Orientierung und Struktur der untersuchten Kristallite [KIK28]. Durch Auswertung der Kikuchi-Muster können somit diskrete Orientierungsinformationen einzelner Kristallitbereiche in hoher Ortsauflösung gewonnen werden. Aus den lokalen Gitterorientierungsinformationen, welche die Rückstreuelektronenbeugung liefert, können kornweite Orientierungsänderungen beschrieben werden. Hierbei gibt die Kornorientierungsänderung (englisch: grain orientation spread, GOS), den durchschnittlichen Gitterorientierungsunterschied der Messzellen innerhalb eines

Kornes zur gemittelten Orientierung des gesamten Kornes an [KUN93]. Anschaulich kann die Kornorientierungsänderung somit als Maß der Verzerrung eines Kornes verstanden werden.

Die EBSD-Messungen fanden auf einem Zeiss Ultra 55 Rasterelektronenmikroskop statt. Ein EDAX-Detektor mit Hikari-Kamera wurde zur Erfassung der Rückstreuelektronen verwendet. Die Kippung der Probe relativ zur Achse des einfallenden Elektronenstrahls (Beschleunigungsspannung: 15 kV) betrug 70° . Die Auswertung der Kikuchi-Muster erfolgte mit Hilfe der Software TSL OIM Analysis 5. Die Messfeldgröße je Probe war $100 \times 400 \mu\text{m}^2$ bei einer Schrittgröße von $0,2 \mu\text{m}$. Über den kornweiten Vertrauensindex der Messzellen (englisch: confidence index, CI) und die Korrelation des Vertrauensindex benachbarter Messzellen wurden die Messergebnisse entauscht. Messzellen mit niedrigem Vertrauensindex wurden als gültig gewertet, wenn ihr Orientierungsunterschied nicht mehr als 5° zu gültigen Nachbarzellen betrug und die Korngröße wenigstens zwei Messzellen umfasste. Bei einem Vertrauensindex kleiner 0,04 wurde die Orientierung der Messzelle an die benachbarte Messzelle mit dem höchsten Vertrauensindex angepasst. Aus den so entauschten Daten wurde die Kornorientierungsänderung GOS für jedes identifizierte Korn berechnet. Aus den lokalen Orientierungsinformationen konnte über die Methode der harmonischen Reihenentwicklung Polfiguren des gesamten Messfensters und diskreter Kornfraktionen mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° und größer 5° rückgerechnet werden. Hierbei repräsentiert eine Kornorientierungsänderung kleiner 1° den Anteil des als dynamisch rekristallisiert angesehenen Gefügeanteils. Eine Kornorientierungsänderung größer 5° beschreibt deutlich verzerrte Körner, die als unrekristallisierte, verformte Körner angesehen werden können.

4.3 Einachsiger Zugversuch

Der einachsige Zugversuch, der ein etabliertes Verfahren zur Ermittlung mechanischer Kennwerte ist, stellt insbesondere für klassische Blechwerkstoffe das bevorzugte Prüfverfahren dar [KES09]. Er dient der grundlegenden Werkstoffcharakterisierung, der Gewinnung von Eingangsdaten für die Werkstoffmodellierung und der Qualitätssicherung. Über den einachsigen Zugversuch lassen sich durch Längung einer Probe bis zum Bruch aussagekräftige mechanische Kennwerte wie die Streckgrenze und die Bruchdehnung ermitteln. Eine normierte und einfache Versuchsdurchführung sowie Probenfertigung erhöht die Vergleichbarkeit der gewonnenen Ergebnisse. Die Krafteinleitung im einachsigen Zugversuch ist nicht reibungsbehaftet, so dass Einflüsse von Schmierstoffen auf die Ergebnisse ausgeschlossen sind.

Die Durchführung der einachsigen Zugversuche erfolgte an einer Universalprüfmaschine Zwick Z050 in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 [DIN09a] beziehungsweise DIN EN ISO 6892-2 [DIN11]. Die Zugproben wurden aus den in Kapitel 4.1 beschriebenen Blechen durch Funkenerosion mit Probenorientierung in Walz- und Querrichtung herausgetrennt. Die Geometrie der Zugproben entsprach DIN 50125 Form H [DIN09c]. Die Versuchstemperaturen betragen 20 °C (Raumtemperatur), 150 °C, 200 °C sowie 250 °C. Die Querhauptgeschwindigkeiten resultierten in technischen Dehnraten von $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$, $d\varepsilon/dt=0,01\text{ s}^{-1}$ sowie $d\varepsilon/dt=0,1\text{ s}^{-1}$, so dass sich eine Versuchsmatrix von zwölf Parameterpaaren ergab. Je Prüfrichtung und Blech wurden wenigstens drei Proben geprüft. Die Proben wurden bei Versuchsdurchführung bei erhöhter Temperatur vor Prüfungsbeginn zunächst zehn Minuten isotherm auf Versuchstemperatur gehalten und nach Bruch im Wasserbad zur Bewahrung der Mikrostruktur abgeschreckt. Zur Messung der Versuchstemperatur an der Probe wurde ein Typ K-Thermoelement verwendet. Die Messung der Prüfkraft erfolgte mit einer 50 kN Kraftmessdose. Die Längenänderung der Probe nahm ein Feindehnungsmessaufnehmer ausgehend von einer Anfangsmesslänge von 60 mm auf. Im Raumtemperaturzugversuch maß ein Breitenwegaufnehmer die Breitenänderung der Proben. Zusätzlich zu den kraft- und dimensionsänderungsbezogenen Kennwerten wurde im Raumtemperaturzugversuch der Verfestigungsexponent $n=dk_f/d\varphi_1$ als partielle Ableitung der wahren Fließspannung k_f nach der wahren Dehnung in Lastrichtung φ_1 ermittelt.

Der r-Wert (Lankford-Koeffizient) stellt ein Maß für die senkrechte Anisotropie dar. Er wurde als Verhältnis $r=\varphi_{p2}/\varphi_{p3}$ zwischen plastischer wahrer Dehnung φ_{p2} quer zur Lastrichtung und plastischer wahrer Dehnung φ_{p3} in Dickenrichtung berechnet [LAN50]. Die plastische Dehnung φ_{p3} ergab sich unter der Annahme der Volumenkonstanz zu $\varphi_{p3}=-(\varphi_{p1}+\varphi_{p2})$ wobei φ_{p1} die plastische wahre Dehnung in Lastrichtung beschreibt, siehe Abbildung 10. Ein niedriger r-Wert $r<1$ gibt somit bevorzugtes Fließen aus der Blechdicke an während ein r-Wert $r>1$ für eine geringe Ausdünnung steht. Wenn der r-Wert den Wert $r=1$ annimmt, so liegt isotropes Fließen vor.

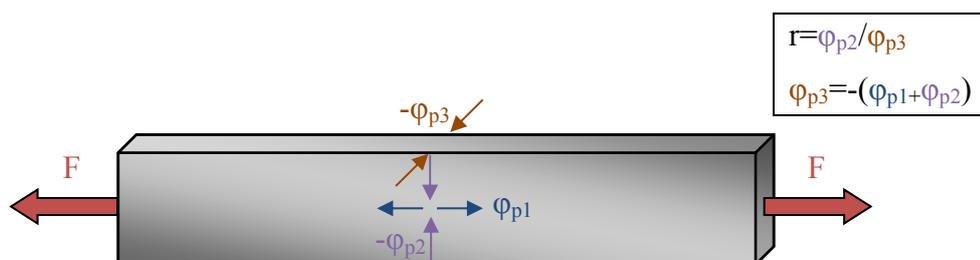


Abbildung 10: Zur Definition des r-Wertes (Lankford-Koeffizient)

4.4 Mehrachsige Blechumformprüfung

4.4.1 Tiefungsversuch nach Erichsen

Zur Beurteilung der Streckziehfähigkeit eines Blechwerkstoffes wird der Tiefungsversuch nach Erichsen verwendet. Durch das Strecken einer Blechrunde über einen Kugelstempel stellt sich ein zweiachsiger beziehungsweise ebener Spannungszustand (ESZ) ein. Dieser Spannungszustand ist bei der Streckumformung beispielsweise von Karosseriebauteilen von technischer Bedeutung [PAN07]. Die erreichbare Tiefung in Millimetern wird als einheitenloser Erichsenindex IE angegeben. Da sämtliche Prozessparameter (Stempelgeschwindigkeit, Stempelgeometrie, Niederhalterkraft, Schmierstoff, Probengeometrie) genormt sind, ist eine Vergleichbarkeit unterschiedlicher Blechwerkstoffe möglich.

Die Tiefungsversuche nach Erichsen zur Ermittlung der Streckziehfähigkeit der untersuchten Bleche wurden an einer Universalblechprüfmaschine Erichsen 145-60 gemäß DIN EN ISO 20482 [DIN14] durchgeführt. Abbildung 11 zeigt den prinzipiellen Versuchsaufbau. Der Kugelstempel mit einem Durchmesser von 10 mm wurde bis zur Rissentstehung in die Blechronden eingedrückt und die Eindringtiefe bei Rissentstehung als Erichsenindex (IE) angegeben. Der Durchmesser der kreisförmigen Ronden betrug 90 mm, die Stempelgeschwindigkeit war 5 mm/min und die Ronden wurden mit einer Niederhalterkraft von 10 kN geklemmt. Das zur Schmierung verwendete graphitierte Fett entsprach der Empfehlung der DIN EN ISO 20482 [DIN14]. Die Versuche fanden bei Raumtemperatur statt und wurden dreimal wiederholt.

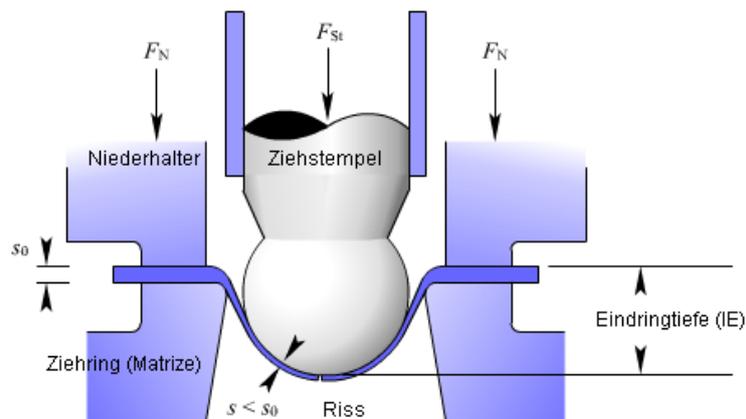


Abbildung 11: Prinzipieller Versuchsaufbau des Tiefungsversuches nach Erichsen [EAA14]

4.4.2 Nakajimaversuch

Der Nakajimaversuch dient zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven, vergleiche Kapitel 3.3.2. Durch Variation der Probengeometrie lassen sich unterschiedliche Ziehbeziehungsweise Streckziehbedingungen einstellen, so dass das gesamte Grenzformänderungsschaubild abgedeckt werden kann. Die Gestaltung der Proben folgt hierbei verschiedenen Ansätzen, wobei rechteckige Blechstreifen nach Nakajima [NAK68] sowie Uhrglassproben nach Hašek [HAS78] gebräuchlich sind.

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche nach Nakajima zur Bestimmung von Grenzformänderungskurven wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 12004 [DIN09b] auf einer Erichsen 145-60 Universalblechprüfmaschine durchgeführt. Die verwendeten Proben entsprachen der Geometrie nach Hašek [HAS78] zur Wahrung der Vergleichbarkeit mit früheren Arbeiten [MEK09, STU09, STU11a, STU14], vergleiche Abbildung 12. Die Proben wurden durch Wasserstrahlschneiden parallel zur Walzrichtung aus den Blechtafeln separiert. Ein Überzug aus synthetischem Wachs OKS 2101 (OKS Spezialschmierstoffe GmbH) verhinderte die Korrosion der Proben während der Fertigung.

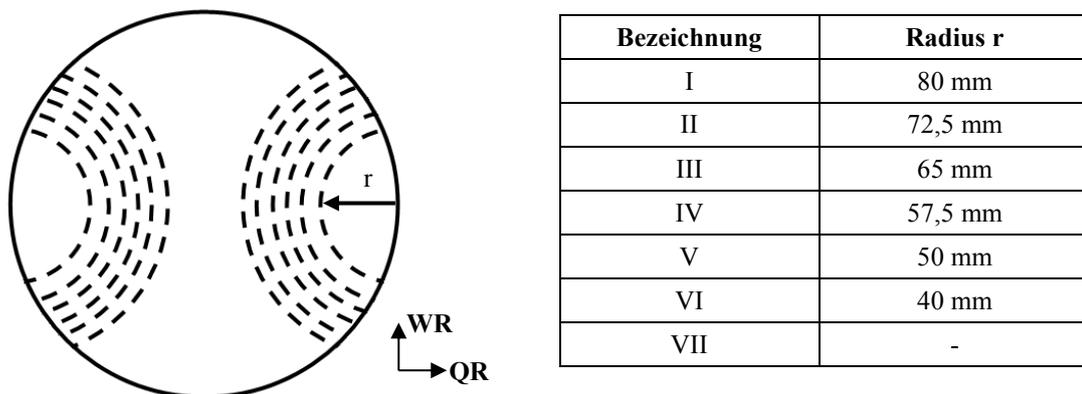


Abbildung 12: Probengeometrien für Nakajimaversuche nach Hašek

Der verwendete halbkugelförmige Stempel wies einen Durchmesser von 100 mm auf. Die Stempelgeschwindigkeit betrug 1 mm/s. Das Klemmen der Proben mit einer Niederhaltekraft von 400 kN verhinderte ein Einziehen der Probe aus dem Ziehring. Bei Versuchsdurchführung bei erhöhter Temperatur wurden alle involvierten Komponenten (Stempel, Matrize, Niederhalter, Blechprobe) vor Versuchsbeginn auf die jeweilige Versuchstemperatur aufgeheizt. Es wurden Versuche bei Raumtemperatur, 150 °C, 200 °C und 250 °C durchgeführt. Zur Minimierung der Reibung zwischen Stempel und Blechprobe wurde ein Tribosystem gemäß den Empfehlungen der DIN EN ISO 12004 [DIN09b] eingesetzt. Beidseitig mit dem universellen Metallbearbeitungsöl Unifluid 32 bedeckte

Kreisronden mit einem Durchmesser von 50 mm aus 50 μm starker PTFE-Folie verhinderten einen direkten Kontakt des Stempels mit der Blechprobe. Bei der Versuchsdurchführung bei Raumtemperatur wurde zur besseren Kraftverteilung zusätzlich eine Ronde 3 mm starken Weich-PVCs vorgesehen. Die Versuche wurden bei Rissentstehung manuell gestoppt und die Proben bei Versuchsdurchführung bei erhöhter Temperatur anschließend im Wasserbad abgeschreckt. Die Messung und Auswertung des Dehnfeldes der Probe während des Versuches erfolgte mit dem ARAMIS-System 2M (Gesellschaft für Optische Messtechnik mbH), siehe Kapitel 4.4.3.

4.4.3 Optische 3D-Verformungsanalyse mit ARAMIS

Das ARAMIS-System (Gesellschaft für Optische Messtechnik mbH) ist ein optisches 3D-Verformungsmesssystem, dessen Dehnfeldmessung auf der paarweisen Korrelation von Stereobildern beruht. Auf die Probenoberfläche wird ein stochastisches Muster aufgebracht und es erfolgt eine kontinuierliche Bildaufnahme der Probenoberfläche durch zwei Digitalkameras. Verformungen und Verschiebungen beziehen sich auf rechteckige Areale der Probenoberfläche. Diese Facetten werden in jedem Einzelbild identifiziert und aus den Koordinaten auf der Probenoberfläche über photogrammetrische Methoden die Koordinaten im Raum ermittelt. Verschiebungen der Facetten im Raum können strikt von Verzerrungen der Facetten getrennt werden. Die Messmethode erlaubt somit die Berechnung wahrer Dehnungen auf der Probenoberfläche durch Auswertung der Facettenverzerrungen.

Für die optische Verformungsmessung während des in Kapitel 4.4.2 beschriebenen Nakajimaversuches wurden die zu prüfenden Blechronden zunächst mit Ethanol entfettet. Die Probenoberfläche wurde mit SiC-Schleifpapier der Körnung 2500 und Ethanol als Kühlschmierstoff geschliffen, um die Oberflächenhaftung der Kontrastmittel zu erhöhen. Ein auf die Probenoberfläche aufgebrachtes stochastisches Muster erlaubte die eindeutige Identifizierung der Messfacetten. Die Grundierung bestand aus dem Entwicklerspray Standard Chek (Helling GmbH), als dunkles Kontrastmittel kam Kontakt Chemie Graphit 33 (CRC Industries Deutschland GmbH) zum Einsatz. Abbildung 13 zeigt exemplarisch ein stochastisches Muster, welches aus den oben beschriebenen Komponenten besteht, sowohl vor als auch nach der Umformung.

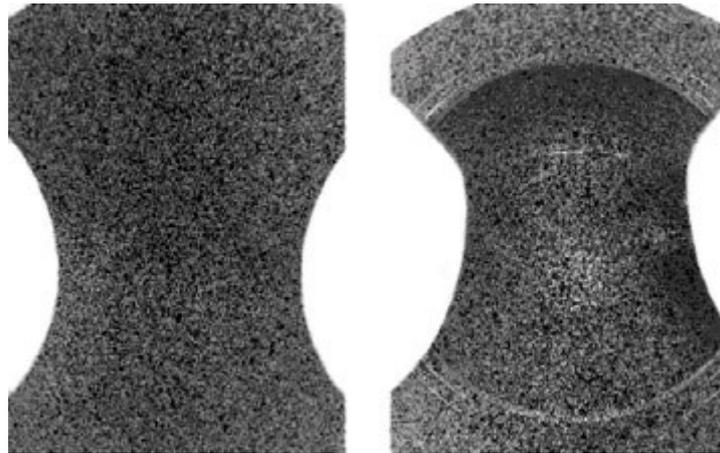


Abbildung 13: Stochastisches Kontrastmuster auf einer Hašek-Probe [GOM09]

Die Verformung der Probenoberfläche wurde mit zwei Kameras mit einer Auflösung von 1624x1236 Pixeln bei einer Bildaufnahmerate von 12 Hz observiert. Der Winkel zwischen den Kameras betrug 15° , ihre Entfernung zur Probenoberfläche betrug etwa 75 cm. Aus der über den Versuchsverlauf dokumentierten Verformung der Messfacetten konnten nach dem Versuch wahre Dehnungsdaten errechnet werden.

4.4.4 Ermittlung von Grenzformänderungskurven

Die Auswertung der Messungen des ARAMIS-Systems erfolgte gemäß DIN EN ISO 12004 [DIN09b]. Herangezogen wurden die lokale Hauptformänderung φ_1 und die lokale Nebenformänderung φ_2 auf der Blechoberfläche, vergleiche Kapitel 3.3.1. In der zum Zeitpunkt der Rissentstehung auf der Blechoberfläche gehörigen Dehnfeldmessung wurden drei parallele Schnittlinien im Abstand von 2 mm senkrecht zum Rissverlauf gezogen. Die mittlere Linie verlief durch den Rissentstehungsort, siehe Abbildung 14. Die Richtung der Schnittlinien entsprach der Hauptformänderungsrichtung am Rissentstehungsort. Die Auftragung der Haupt- und Nebenformänderung entlang der Schnittlinien ließ eine Abschätzung des Einschnürpunktes zu. Hierzu erfolgte die Anpassung eines Polynoms zweiten Grades (inverse Parabel) an die Messwerte innerhalb eines Intervalls, dessen innerer Rand durch das Maximum der Kurvenkrümmung der jeweiligen Formänderungskurve über die Schnittlinienlänge gegeben war. Die Anpassungsintervallbreite w in mm ergab sich nach DIN EN ISO 12004 [DIN09b] zu $w=10(1+\varphi_{2m}/\varphi_{1m})$, wobei φ_{1m} die mittlere Hauptformänderung und φ_{2m} die mittlere Nebenformänderung am inneren Intervallrand beschreibt.

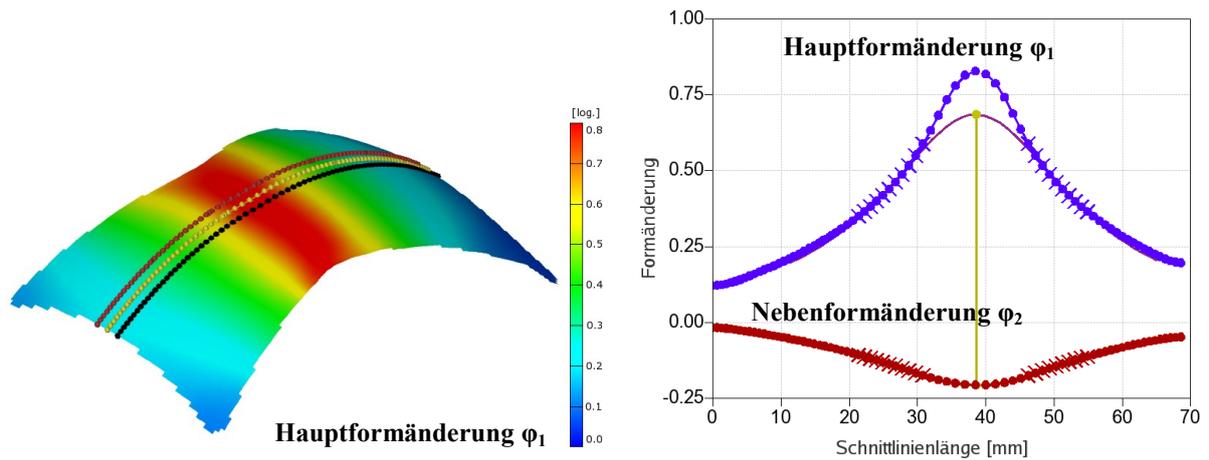


Abbildung 14: Farbskalierte Dehnfeldmessung mit ARAMIS 2M an warm umgeformten Magnesiumblech ZE10, Auftragung der Haupt- und Nebenformänderung φ_1 und φ_2 gegen die Schnittlinienlänge

Das Wertepaar aus Hauptformänderung φ_1 und Nebenformänderung φ_2 aus den Anpassungskurven an der Position der gemessenen maximalen Hauptformänderung φ_1 gab das angenommene Einsetzen der Einschnürung im Grenzformänderungsschaubild an. Eine Mittelung der Wertepaare der drei Schnittlinien und der jeweils drei Proben je Hašek-Geometrie ergab den in das jeweilige Grenzformänderungsschaubild einzutragenden Punkt der Grenzformänderungskurve. Weiterhin wurden punktbezogene Formänderungsdaten am Rissentstehungsort bis zur Rissentstehung ermittelt.

5 Ergebnisse

5.1 Charakterisierung des Ausgangsmaterials

5.1.1 Chemische Zusammensetzung

Die Tabellen 4 und 5 geben die durch Funkenspektroskopie ermittelten chemischen Gehalte der Hauptlegierungselemente der untersuchten Bleche wieder. Für die AZ31-Bleche ergibt sich eine Zusammensetzung, die der Legierungsbezeichnung AZ31B nach ASTM B90M entspricht [AST13b]. Die Zusammensetzung der ZE10-Bleche fällt unter die Legierungsbezeichnung ZE10A. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 enthält einen geringen Zusatz an Zirkon, welches in dem aus Dünnband gewalzten Blech nicht nachgewiesen wird. Neben den angegebenen Elementen enthalten die Legierungen Verunreinigungen in geringen ($<0,1$ % total) Masseanteilen.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung der AZ31-Bleche, Angaben in Masseprozenten

	Al	Zn	Mn	Mg
AZ31 aus Bramme	3,12	0,87	0,41	bal.
AZ31 aus Dünnband	3,08	0,88	0,32	bal.

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung der ZE10-Bleche, Angaben in Masseprozenten

	Zn	Ce	La	Pr	Zr	Mg
ZE10 aus Bramme	1,26	0,08	0,05	0,01	0,09	bal.
ZE10 aus Dünnband	1,30	0,11	0,07	0,01	n.d.	bal.

5.1.2 Mikrostruktur

Die Ausgangsmikrostruktur der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 im angelieferten Zustand ist in Abbildung 15 im Längsschliff dargestellt. Beiden Mikrostrukturen ist gemein, dass gleichachsige Körner ein vollständig rekristallisiertes Gefüge bilden. Es zeigt sich keine Vorzugsrichtung einer Kornstreckung und es liegt keine morphologische Textur vor. Auffällig ist, dass der Kontrast zwischen verschiedenen Körnern in der Mikrostruktur des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 gegenüber dem Kornkontrast im aus Bramme gewalzten Blech AZ31 höher ist, was auf eine inhomogenere kristallographische Orientierungsverteilung hindeutet, vergleiche hierzu Kapitel 5.1.3. Beide aus Bramme gewalzten Bleche zeigen die Ätzgrübchen einiger groben Ausscheidungen, die im Falle des Bleches AZ31 in Linien entlang der Walzrichtung orientiert sind.

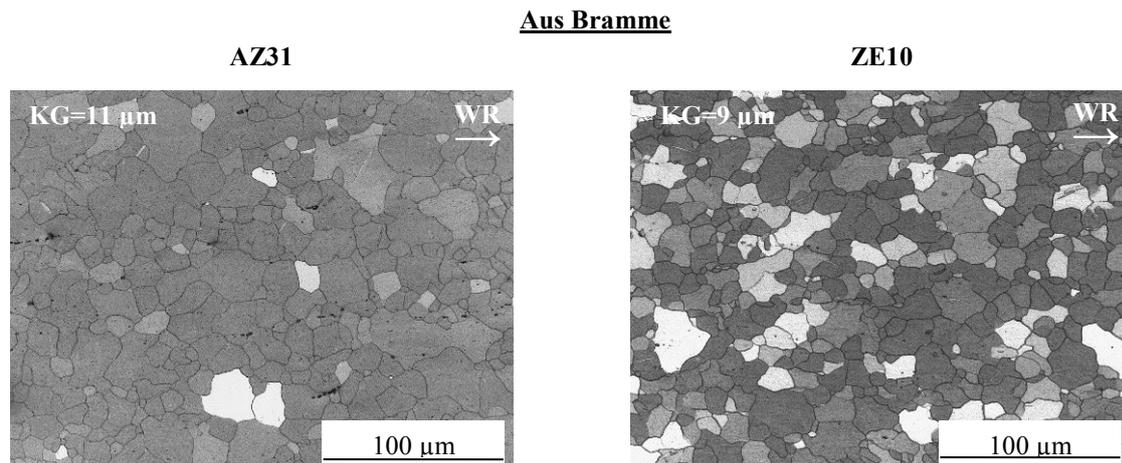


Abbildung 15: Mikrostruktur im Längsschliff unter Angabe der mittleren Korngröße KG, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Abbildung 16 zeigt die Mikrostruktur der aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 im Anlieferungszustand im Längsschliff. Morphologisch sind die Gefüge der Bleche aus Dünnband mit denen der aus Bramme gewalzten Bleche vergleichbar. Die Mikrostruktur des aus Dünnband gewalzten Bleches AZ31 zeigt die Ätzgrübchen fein verteilter Ausscheidungen, welche gegenüber dem aus Bramme gewalzten Blech von geringerer Größe sind. Das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 zeigt ebenfalls die Ätzgrübchen fein verteilter Ausscheidungen. Der Kornkontrast der Mikrostruktur des aus Dünnband gewalzten Bleches ZE10 ist trotz identischer Präparation und vergleichbarer Legierungszusammensetzung geringer ausgeprägt als im aus Bramme gewalzten Blech ZE10.

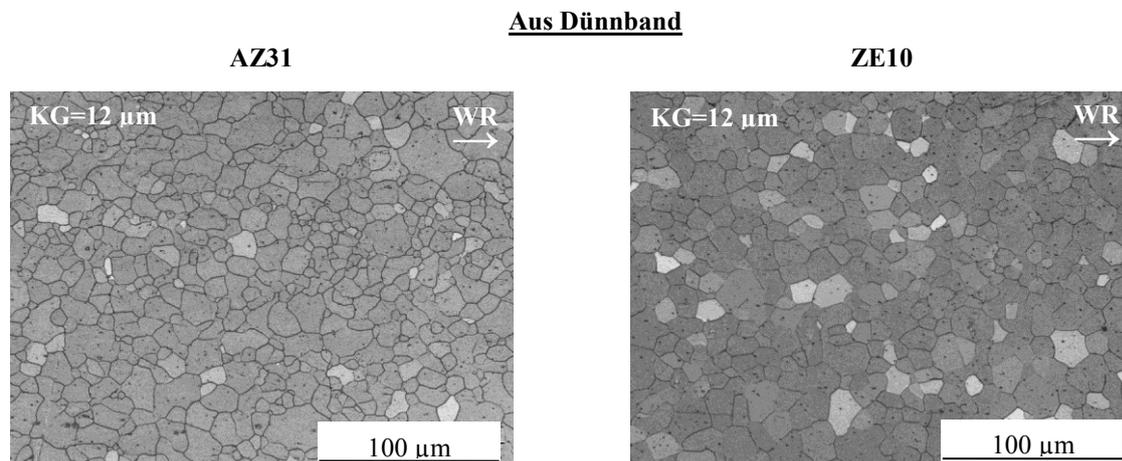


Abbildung 16: Mikrostruktur im Längsschliff unter Angabe der mittleren Korngröße KG, aus Dünnband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Tabelle 6 zeigt die mittlere Korngröße der untersuchten Bleche, bestimmt mit der Linienschnittmethode. Der Vergleich des mittleren quadratischen Korndurchmessers zeigt vergleichbare Werte für die untersuchten Bleche von 9-12 μm .

Tabelle 6: Korngröße als mittlerer quadratischer Korndurchmesser der untersuchten Bleche

Blech	Mittlere Korngröße [μm]
AZ31 aus Bramme	11
ZE10 aus Bramme	9
AZ31 aus Dünnband	12
ZE10 aus Dünnband	12

5.1.3 Kristallographische Textur

Die kristallographische Textur wird in dieser Arbeit anhand der (0002)-Polfigur, welche die Orientierung der Basalebene repräsentiert, und der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur, die die Orientierung der Prismenebenen erster Ordnung wiedergibt, beschrieben. Diese Polfiguren sind für die aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 in Abbildung 17 dargestellt. Die (0002)-Polfigur des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 zeigt eine für gewalzte Magnesiumbleche typische, scharfe kristallographische Textur [BEC39]. Die Basalebene ist überwiegend parallel zur Blechebene orientiert. Es ergibt sich eine Maximalintensität des 17,6-fachen einer angenommenen Zufallsverteilung ($I_{\text{max}}=17,6$ m.r.d.). Der Basalpol ist leicht entlang der Walzrichtung verschmiert. Die $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur zeigt die bevorzugte Orientierung der Prismenebenen senkrecht zur Blechebene. Es liegt keine weitere Vorzugsorientierung vor und der Prismenpol ist rotationssymmetrisch um die Blechnormale verteilt.

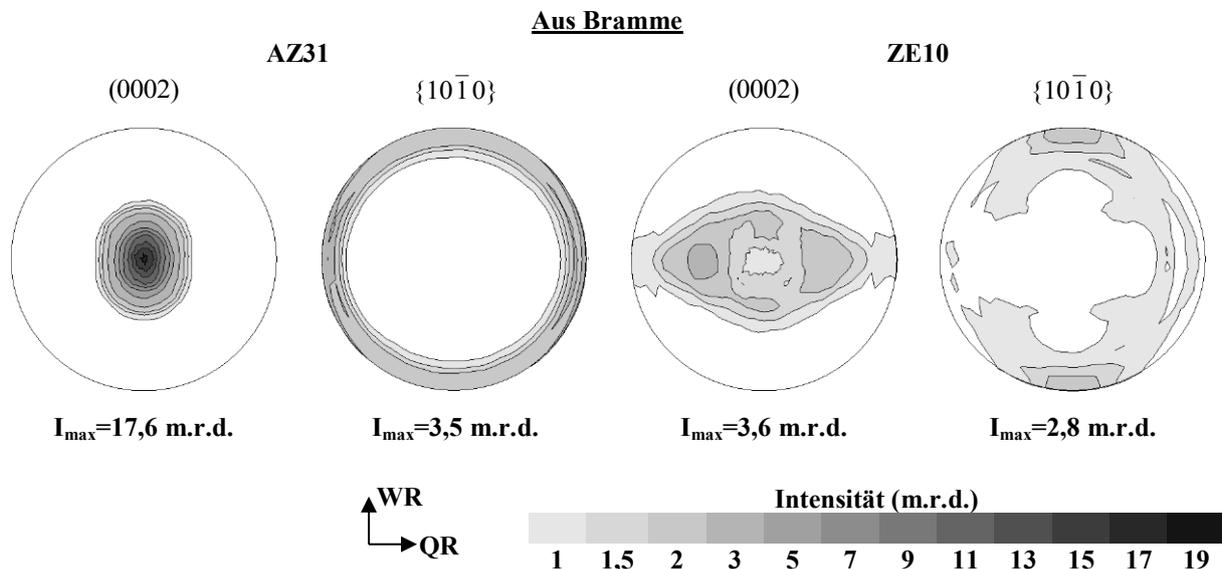


Abbildung 17: Ausgangstexturen der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10

Die kristallographische Textur des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 unterscheidet sich deutlich von der Textur des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Die (0002)-Polfigur zeigt eine schwächere Textur, als es üblicherweise für kommerzielle Magnesiumbleche der Fall ist. Die Maximalintensität beträgt $I_{\text{max}}=3,6$ m.r.d.. Der Basalpol zeigt zwei etwa 35° gegenüber der Blechnormalen in Querrichtung ausgelenkte Intensitätsmaxima, gepaart mit der

Ausprägung einer Querkomponente des Basalpols. Parallel zur Blechebene ergibt sich ein lokales Intensitätsminimum. Die $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur zeigt ein schwach ausgeprägtes Intensitätsmaximum entlang der Walzrichtung.

Die (0002)- und $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 zeigt Abbildung 18. Qualitativ ähneln die kristallographischen Texturen dieser Bleche der Textur des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Die Bleche zeichnen sich durch eine scharfe Basaltextur aus. Die Intensitätsmaxima sind mit $I_{\max}=13,2$ m.r.d. im Falle des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 und mit $I_{\max}=9,7$ m.r.d. für das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 anzugeben. Die Texturen liegen von ihrer Maximalintensität her somit zwischen den beiden aus Bramme gewalzten Blechen AZ31 und ZE10. Die Ausschmierung des Basalpols entlang der Walzrichtung ist für das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 merklich ausgeprägt. Es zeigt sich, dass trotz vergleichbarer chemischer Zusammensetzung die beiden in dieser Arbeit untersuchten Bleche ZE10 voneinander verschiedene kristallographische Texturtypen aufweisen.

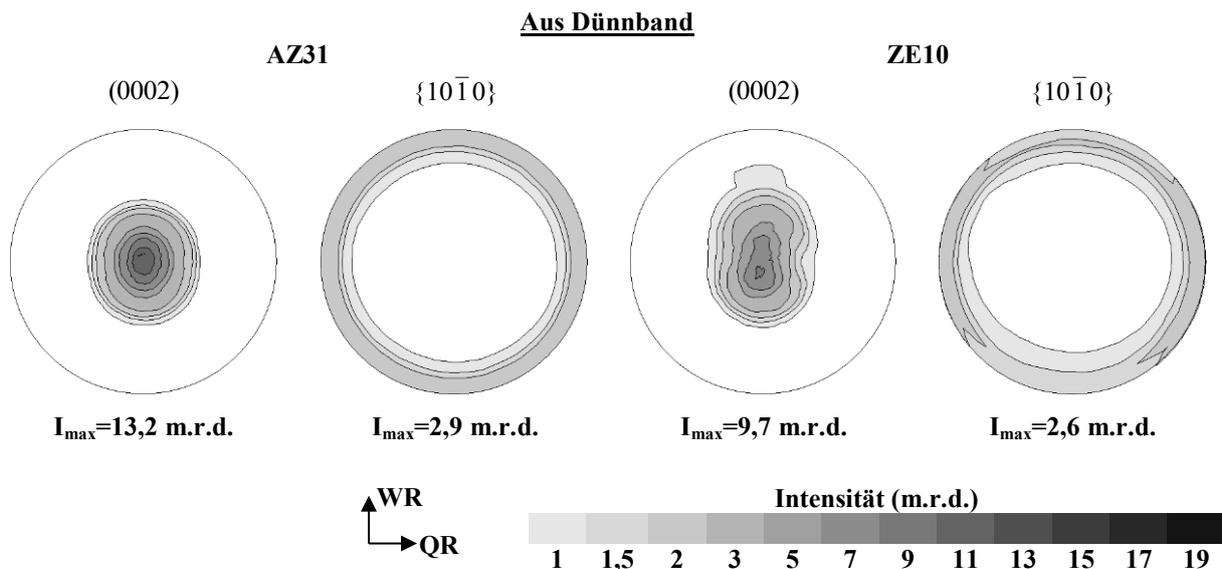


Abbildung 18: Ausgangstexturen der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10

In Abbildung 19 sind die Texturintensitäten der (0002)-Polfiguren in Abhängigkeit vom Kippwinkel ψ entlang der Walz- und Querrichtung für die untersuchten Bleche aufgetragen. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt abseits des Intensitätsmaximums, welches mit der Blechnormalen zusammenfällt, eine breitere Verteilung der Basalpole über den Kippwinkel ψ in Walzrichtung als in Querrichtung. Dies entspricht relativ gesehen einer höheren Anzahl von aus der Blechebene geneigten Basalebenen entlang der Walzrichtung. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 hingegen zeigt ein Intensitätsmaximum, welches nicht mit der Blechnormalen zusammenfällt. Entlang der Walzrichtung liegt dieses

Intensitätsmaximum bei $\psi=25^\circ$, während es entlang der Querrichtung bei $\psi=35^\circ$ liegt. Somit sind die Basalebenen in der Mehrzahl deutlich gegenüber der Blechnormalen verkippt.

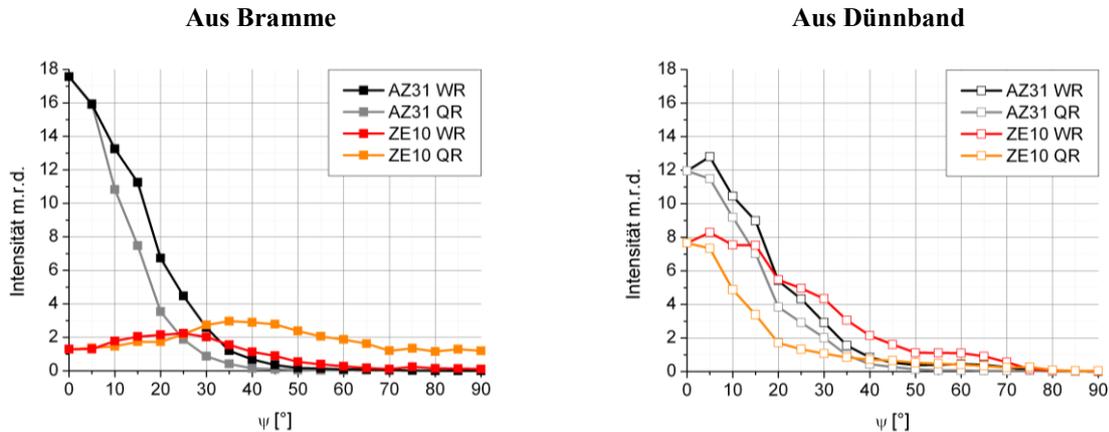


Abbildung 19: Intensitätsverteilung der Basalpfiguren, aus Bramme und aus Dünmband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Die aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 zeigen qualitativ vergleichbare Verläufe der Intensitätsverteilung über den Winkel ψ . Das Intensitätsmaximum liegt nahe der Blechnormalen und eine breitere Intensitätsverteilung entlang der Walzrichtung wird bei beiden Blechen festgestellt. Die Intensitätsverteilung des Basalpols zeigt entlang des Winkels ψ für das aus Dünmband gewalzte Blech ZE10 einen größeren Unterschied zwischen Walz- und Querrichtung als für das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31. Dies entspricht der in der (0002)-Polfigur beobachteten Verschmierung des Basalpols entlang der Walzrichtung.

5.2 Einachsiger Zugversuch

5.2.1 Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der bei Raumtemperatur durchgeführten Zugversuche sind für exemplarische Proben in Abbildung 20 aufgetragen. Es sind die Ergebnisse der bei einer technischen Dehnrates von $d\varepsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$ durchgeführten Versuche mit Krafterleitung entlang der Walzrichtung (WR) und Querrichtung (QR) enthalten. In dieser Arbeit wird die Darstellung der technischen, auf die Ausgangsdimensionen der Probe bezogenen, Kennwerte bevorzugt. Insbesondere bei Warmzugversuchen kommt es zu einer frühzeitigen Einschnürung der Proben, so dass die Errechnung von wahren Kennwerten unter der Annahme eines über die Messlänge konstanten Probenquerschnittes nur bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung möglich wäre. Zusätzlich ist das Einsetzen der Einschnürung der Probe im Warmzugversuch nicht direkt aus der Ausprägung eines Kraftmaximums bestimmbar, da Gefügeveränderungen wie die dynamische Rekristallisation ebenfalls zu einem Kraftabfall führen können [POL03].

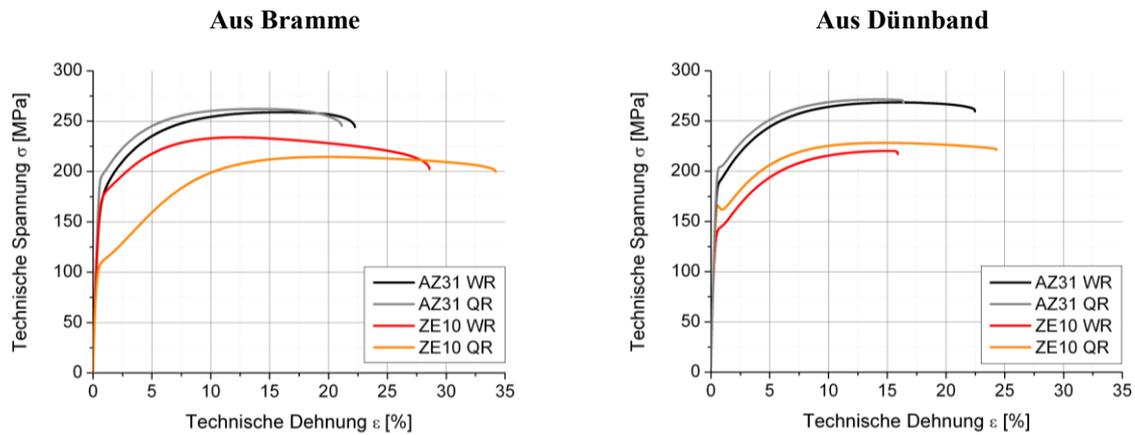


Abbildung 20: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der aus Bramme und aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10, Raumtemperatur, Dehnrate $d\varepsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$

Die Messkurven entsprechen dem für duktile metallische Werkstoffe üblichen qualitativen Verlauf. Jenseits des elastischen Bereiches ist das Verformungsverhalten von Verfestigung, Einschnürung und Probenbruch definiert. Die mechanischen Kennwerte sind in Tabelle 7 für die aus Bramme gewalzten Bleche und in Tabelle 8 für die aus Dünmband gewalzten Bleche zusammengefasst. Der Übersichtlichkeit halber sind die Mittelwerte der mechanischen Kennwerte angegeben. Die mechanischen Kennwerte unterliegen keiner nennenswerten Streuung, vergleiche Tabellen 9-12 im Anhang, die eine vollständige Aufstellung der mechanischen Kennwerte nebst einfacher Standardabweichung unter Annahme normalverteilter Messwerte enthält.

Tabelle 7: Mechanische Kennwerte der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	n	r
AZ31 WR	154	259	15,3	22,2	0,18	2,1
AZ31 QR	194	262	12,9	19,7	0,15	4,8
ZE10 WR	161	234	11,6	28,3	0,17	0,7
ZE10 QR	104	215	19,1	34,5	0,38	0,4

Tabelle 8: Mechanische Kennwerte der aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	n	r
AZ31 WR	186	269	15,3	20,9	0,18	1,9
AZ31 QR	202	271	13,8	15,8	0,16	3,0
ZE10 WR	139	220	14,9	16,2	0,23	1,2
ZE10 QR	166	228	13,9	20,7	0,20	2,3

Die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m der aus Bramme und aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 sind zumeist höher als die ihrer Gegenstücke der Legierung ZE10. Hierbei erreicht das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31 bei Prüfung entlang der Querrichtung mit $R_{p0,2}=202 \text{ MPa}$ sowie $R_m=271 \text{ MPa}$ die absolut höchsten Werte. Die absolut niedrigsten Werte werden für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 bei Prüfung entlang der Querrichtung mit $R_{p0,2}=104 \text{ MPa}$ sowie $R_m=215 \text{ MPa}$ ermittelt.

Die Kurvenverläufe zeigen die für Magnesiumbleche bekannte Anisotropie in den Spannungsverläufen [YI10]. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 sowie die aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 zeigen eine sowohl höhere Streckgrenze als auch eine höhere Zugfestigkeit bei Prüfung entlang der Querrichtung. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt eine inverse Ausprägung der Anisotropie. Die Streckgrenze und die Zugfestigkeit sind in Walzrichtung höher als in Querrichtung. Das Verfestigungsverhalten weist in dieser Prüfrichtung einen von der konvexen Kurvenform der anderen untersuchten Bleche abweichenden Kurvenverlauf auf.

Die höchste Gleichmaßdehnung $A_g=19,1\%$ und höchste Bruchdehnung $A=34,5\%$ werden am aus Bramme gewalzten Blech ZE10 in Querrichtung gemessen. Die niedrigste Gleichmaßdehnung $A_g=11,6\%$ wird am aus Bramme gewalzten Blech ZE10 in Walzrichtung und die niedrigste Bruchdehnung $A=15,8\%$ am aus Dünband gewalzten Blech AZ31 festgestellt. Auch die Gleichmaßdehnung A_g und die Bruchdehnung A zeigen eine deutliche Richtungsabhängigkeit. Mit Ausnahme des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 zeigen alle untersuchten Bleche eine höhere Gleichmaßdehnung A_g in Walzrichtung als in Querrichtung. Für die Bruchdehnung A gilt, dass sie sowohl für das aus Bramme als auch für das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 höher in der Querrichtung als in der Walzrichtung ist. Die Bruchdehnung der Bleche der Legierung AZ31 ist in Walzrichtung am höchsten.

Das Verfestigungsverhalten, charakterisiert durch den Verfestigungsexponenten n , gestaltet sich ebenso anisotrop wie andere mechanische Eigenschaften. Für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 sowie für die beiden aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 liegt der Verfestigungsexponent n für Prüfung entlang der Walzrichtung höher als entlang der Querrichtung. Das Verfestigungsverhalten korreliert somit mit der Gleichmaßdehnung, dem Einsetzen lokalisierter Verformung. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt entlang der Querrichtung mit $n=0,38$ den mit Abstand größten Verfestigungsexponenten.

Die senkrechte Anisotropie, beschrieben durch den r -Wert (Lankford-Koeffizient), zeigt eine große Variation der Werte, je nach Blech und Prüfrichtung. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt den höchsten r -Wert mit $r=4,8$ bei Prüfung entlang der Querrichtung, was einem bevorzugten Fließen des Blechwerkstoffes aus der Breitenrichtung entspricht. Auch die aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 zeigen einen höheren r -Wert bei Prüfung entlang der Querrichtung, verglichen mit der Walzrichtung. Lediglich das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt eine inverse Ausprägung mit dem niedrigeren r -Wert $r=0,4$ bei

Prüfung entlang der Querrichtung. Dieses Blech zeigt für beide Prüfrichtungen einen r-Wert $r < 1$, was einem bevorzugten Fließen des Bleches aus der Dickenrichtung entspricht.

5.2.2 Fließverhalten in Abhängigkeit von der Umformtemperatur und Dehnrate

Die Veränderung der Versuchstemperatur im Warmzugversuch hat gegenüber dem Zugversuch bei Raumtemperatur deutliche Einflüsse auf das Verformungsverhalten der untersuchten Bleche. In den Abbildungen 21 und 22 sind die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme unter der quasistatischen technischen Dehnrate von $d\varepsilon/dt = 0,001 \text{ s}^{-1}$ für exemplarische Proben dargestellt. Hierbei beschreibt Abbildung 21 die aus Bramme gewalzten Bleche und Abbildung 22 die aus Dünband gewalzten Bleche. Eine vollständige Aufstellung der mechanischen Kennwerte nebst einfacher Standardabweichung unter der Annahme normalverteilter Messwerte sind als Tabellen 9-12 im Anhang zu finden. Als generelle Tendenz zeigt sich, dass eine Erhöhung der Versuchstemperatur mit einer Erhöhung der Bruchdehnung und Absenkung der Festigkeit einhergeht. Allen Warmzugversuchen ist gemein, dass die technische Spannung nach Erreichen eines Maximums annähernd linear abfällt, verbunden mit einem Einschnüren der Probe. Allerdings kann das Einsetzen der Einschnürung nicht zwingend mit dem Kraftmaximum korreliert werden, wie es für den Zugversuch bei Raumtemperatur und das Lokalisieren der Verformung allgemein angenommen wird. Abbildung 22 vergleicht die technischen Spannungs-Dehnungsdiagramm der aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Quantitativ unterscheiden sich die Kurvenverläufe von denen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31, qualitativ hingegen ähneln sich die Kurvenverläufe.

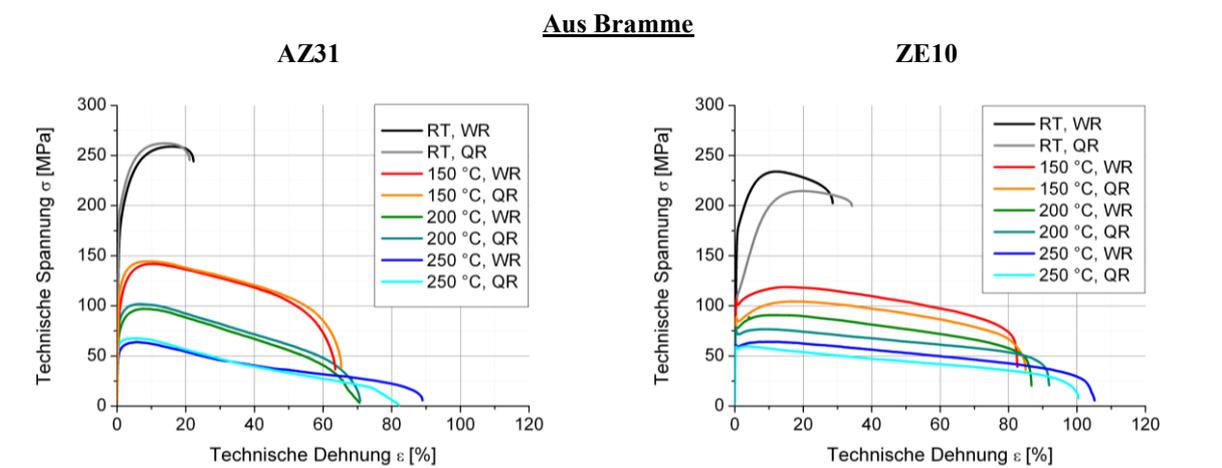


Abbildung 21: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrate $d\varepsilon/dt = 0,001 \text{ s}^{-1}$

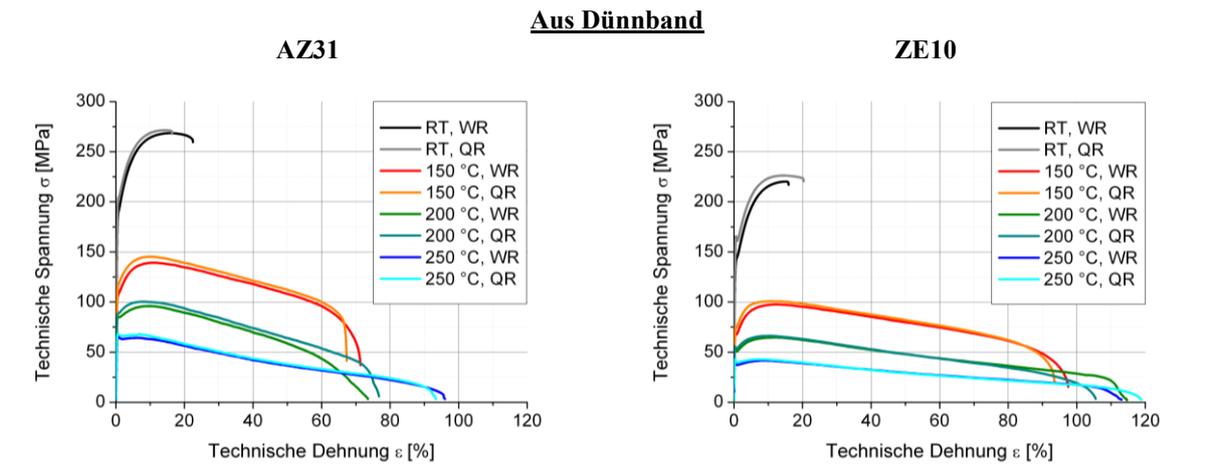


Abbildung 22: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrate $d\varepsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$

Im Vergleich der aus Bramme gewalzten Bleche fällt auf, dass die Festigkeit des Bleches AZ31 eine höhere relative Temperaturabhängigkeit zeigt als das Blech ZE10. Der Blechwerkstoff erweicht deutlich mit steigender Temperatur. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt stets die absolut niedrigere Festigkeit. Relativ gesehen erweicht es weniger stark mit steigender Temperatur. Während die Festigkeit sich für Lasteinleitung entlang der Walz- beziehungsweise Querrichtung für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 kaum unterscheidet, liegt für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 bei erhöhter Temperatur eine merkliche ebene Anisotropie der mechanischen Eigenschaften vor. Die Festigkeit ist für die aus Bramme gewalzten Bleche bei Prüfung entlang der Querrichtung geringfügig höher als bei Prüfung entlang der Querrichtung. Die Bleche ZE10 weisen gegenüber den AZ31-Blechen eine niedrigere Festigkeit auf, wobei das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 insgesamt die niedrigsten Festigkeitswerte aufweist.

Die Bruchdehnung ist für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 bei allen untersuchten Temperaturen höher als für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31. Für beide Bleche zeigt sich ein Anstieg der Bruchdehnung mit der Versuchstemperatur. Während die Bruchdehnung im Falle des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 keine ausgeprägte Richtungsabhängigkeit zeigt, liegt die Bruchdehnung für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10, bis auf eine Ausnahme bei 250 °C Prüftemperatur und einer Dehnrate von $d\varepsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$, stets höher bei Prüfung entlang der Querrichtung. Die Tendenzen der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 entsprechen qualitativ denen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Es zeigt sich keine deutliche Anisotropie der Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Prüfrichtung und die Bruchdehnung steigt mit der Versuchstemperatur. Die Bruchdehnung des aus Dünnsband gewalzten Bleches ZE10 ist bei erhöhter Temperatur die höchste aller untersuchten Bleche.

Zur Darstellung der Dehnratenabhängigkeit des mechanischen Verhaltens sind in Abbildung 23 und 24 beispielhaft die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme exemplarischer Proben für variable Dehnraten bei einer Versuchstemperatur von 200 °C gegeben. Abbildung 23 zeigt die Spannungsverläufe der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Abbildung 24 zeigt die entsprechenden Ergebnisse für die aus Dünnband gewalzten Bleche. Als generelle Tendenz steigt die Bruchdehnung mit fallender Dehnrade, wohingegen der Spannungsverlauf und die Festigkeit abfallen. Eine Erhöhung der Dehnrade im einachsigen Zugversuch hat somit grundsätzlich vergleichbare Auswirkungen wie die Reduktion der Versuchstemperatur.

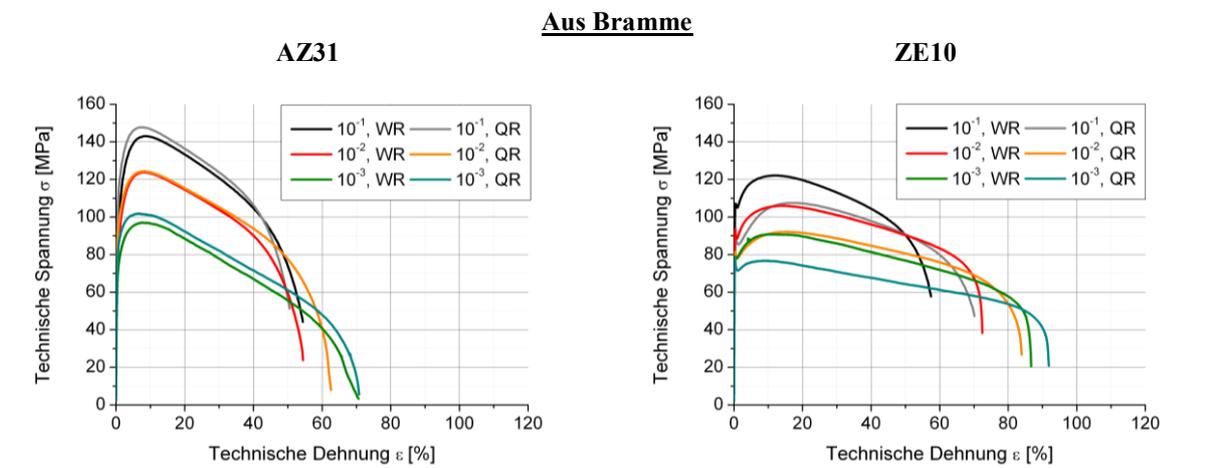


Abbildung 23: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 unter Angabe der technischen Dehnrade $d\varepsilon/dt$, Versuchstemperatur 200 °C

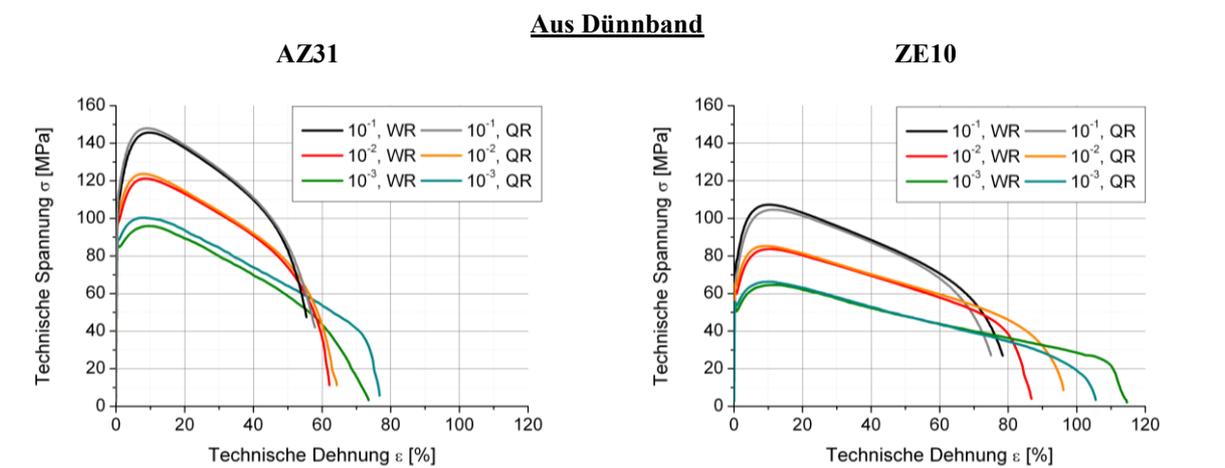


Abbildung 24: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 unter Angabe der technischen Dehnrade $d\varepsilon/dt$, Versuchstemperatur 200 °C

5.2.3 Mikrostruktur nach dem einachsigen Zugversuch

Die Mikrostruktur der untersuchten Blechwerkstoffe nach dem einachsigen Zugversuch ist in den Abbildungen 25 und 26 in exemplarischen Lichtmikroskopaufnahmen, welche nach dem in Kapitel 4.2.2 beschriebenen Verfahren erzeugt sind, dargestellt. Hierbei stellen die Abbildungen den Längsschliff einer exemplarischen Probe dar, bei der die Prüfrichtung entlang der Walzrichtung liegt und die Dehnrates $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$ beträgt. Die Mikrostruktur von in Querrichtung geprüften Proben unterscheidet sich nicht qualitativ von derer in Walzrichtung geprüfter Proben und ist deshalb hier nicht dargestellt. Der Bildbereich liegt etwa 5 mm von der Risspitze der Proben entfernt in der Mittelfaser der Probe. Bei der Betrachtung der Mikrostruktur ist zu beachten, dass alle Proben nach dem Bruch untersucht sind. Somit ist die Gesamtdehnung keine Konstante für die gezeigten Mikrostrukturen, vergleiche hierzu die Darstellung des Ausgangsgefüges in Kapitel 5.1.2.

Beim Vergleich der Mikrostruktur der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 in Abbildung 25 zeigt sich bei Raumtemperatur ein hoher Flächenanteil von verzwilligten Körnern, identifizierbar an charakteristisch angeätzten Linienfehlern. Im Falle des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 sind die Zwillingsgrenzen in etwa 45° zur Walzrichtung orientiert. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt eine geringere Anzahl an Zwillingsgrenzen und es herrscht keine Vorzugsorientierung vor. Bei einer Versuchstemperatur von $150\text{ }^\circ\text{C}$ zeigen sich in der Mikrostruktur des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 Bereiche feiner, neu gebildeter Körner zwischen Körnern der ursprünglichen Korngröße. Diese dynamisch rekristallisierten Körner bilden einen Saum um offensichtlich unrekristallisierte Körner.

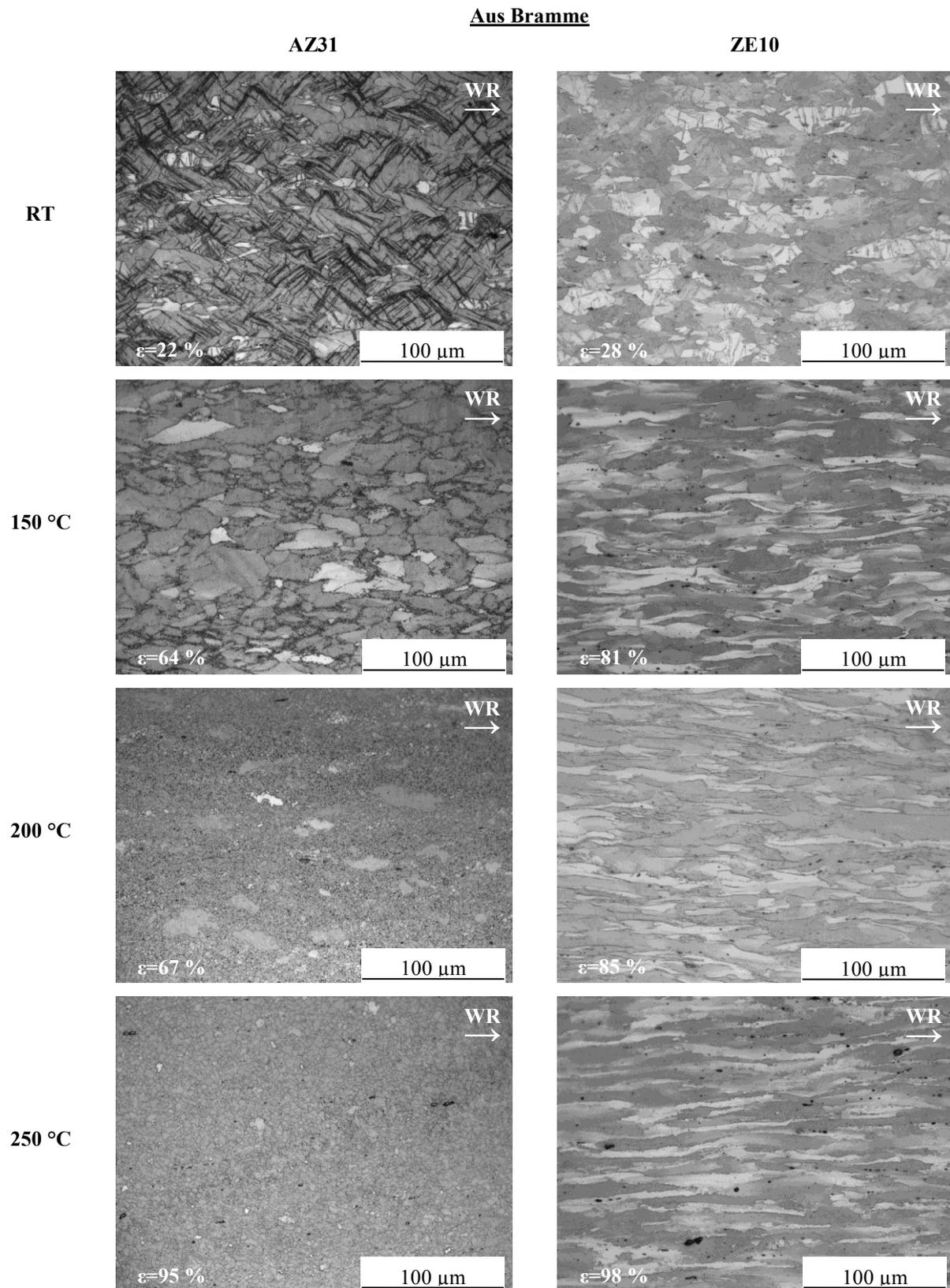


Abbildung 25: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Zugproben im Längsschliff unter Angabe der technischen Bruchdehnung ϵ , Lasteinleitung parallel zur Walzrichtung, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrage $d\epsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$, Probenentnahme 5 mm von der Rissspitze

Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt ein Gefüge, welches aus entlang der Lasteinleitungsrichtung gestreckten Körnern besteht. Diese Mikrostruktur zeigt somit eine deutliche morphologische Textur. Diese Tendenz zu einer Streckung der Körner entlang der Lasteinleitungsrichtung verstärkt sich bei einer Versuchstemperatur von 200 °C und 250 °C. Hierbei ist zu beachten, dass die Bruchdehnung ebenfalls ansteigt. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt bei 200 °C Versuchstemperatur ein teilrekristallisiertes Gefüge, bestehend aus vereinzelt größeren Körnern und einer Vielzahl an kleinen Körnern. Eine Erhöhung der Versuchstemperatur auf 250 °C resultiert in einem vollständig rekristallisierten Gefüge. Die Mikrostrukturen der beiden aus Bramme gewalzten Bleche zeigen nach der Umformung weiterhin eine kleine Zahl an Ätzgrübchen grober Ausscheidungen bei allen Versuchstemperaturen.

Die Mikrostruktur nach dem einachsigen Zugversuch der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 zeigt in Abbildung 26 grundsätzlich ähnliche Tendenzen wie das aus Bramme gewalzte Blech AZ31. Es sind ebenso wie in Abbildung 25 die Mikrostrukturen exemplarischer Proben gezeigt, die entlang der Walzrichtung bei einer technischen Dehnrates von $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$ bis zum Probenbruch verformt sind. Eine Prüfung bei Raumtemperatur resultiert für beide aus Dünnsband gewalzten Bleche in einem verzwilligten Gefüge. Die Anzahl der sichtbaren Zwillingsgrenzen ist geringer als im aus Bramme gewalzten Blech AZ31. Ihre Ausrichtung entspricht der zuvor gefundenen Orientierung von etwa 45° zur Lasteinleitungsrichtung. Bei einer Versuchstemperatur von 150 °C kann in beiden aus Dünnsband gewalzten Blechen eine Duplexstruktur aus feinen, dynamisch rekristallisierten Körnern zwischen gestreckten, unrekristallisierten Körnern gefunden werden. Hierbei weist das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 einen höheren Rekristallisationsgrad und eine größere Streckung der unrekristallisierten Körner auf. Die morphologische Textur des unrekristallisierten Gefügeanteils des aus Dünnsband gewalzten Bleches ZE10 ist vergleichbar mit der des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. Eine Versuchstemperatur von 200 °C hingegen resultiert für die aus Dünnsband gewalzten Bleche in einem weitestgehend rekristallisierten Gefüge. Vereinzelt Körner der ursprünglichen Korngröße sind umgeben von vollständig rekristallisierten Bereichen. Die Größe der neugebildeten Körner ist gegenüber der Duplexstruktur, welche bei einer Versuchstemperatur von 150 °C gefunden wird, angestiegen.

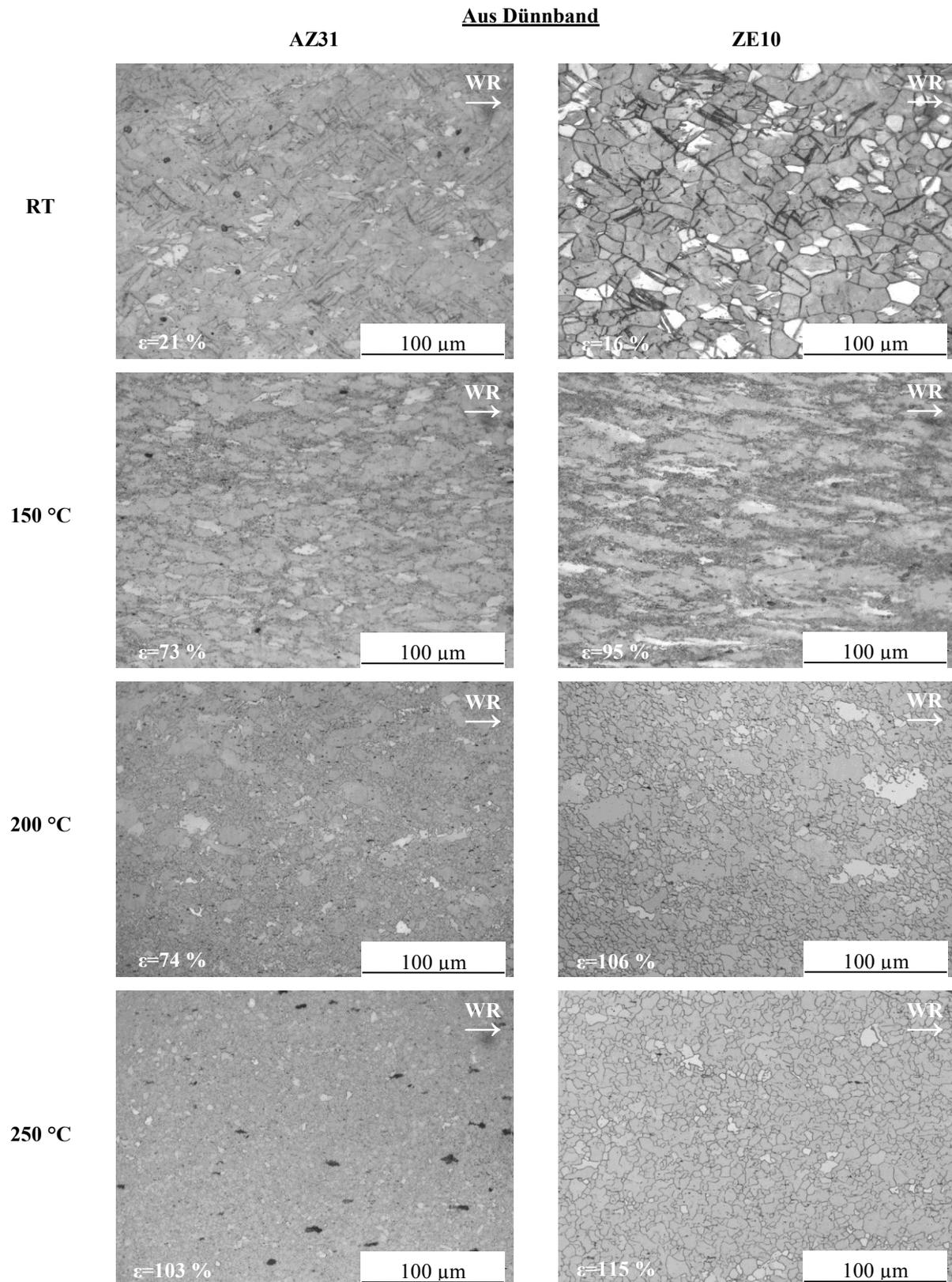


Abbildung 26: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Zugproben im Längsschliff unter Angabe der technischen Bruchdehnung ϵ , Lasteinleitung parallel zur Walzrichtung, aus Dünnsband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrage $d\epsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$, Probenentnahme 5 mm von der Risspitze

Bei einer Versuchstemperatur von 250 °C liegt für beide aus Dünnband gewalzten Bleche eine vollständig rekristallisierte Mikrostruktur vor. Das Gefüge ist gegenüber dem Ausgangsgefüge deutlich gefeint und es liegen gleichachsige Körner ohne morphologische Textur vor. Als Besonderheit ist zu vermerken, dass das aus Dünnband gewalzte Blech AZ31 vereinzelt Ätzgrübchen großflächiger Ausscheidungen aufweist. Diese waren in der Ausgangsmikrostruktur noch eher fein verteilt, vergleiche hierzu Abbildung 16 in Kapitel 5.1.2. Die Ätzgrübchen der Ausscheidungen im aus Dünnband gewalzten Blech ZE10 bleiben auch nach der Warmumformung fein verteilt.

Es lässt sich festhalten, dass die Gefügeentwicklung während des einachsigen Zugversuches für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 und die aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 sowie ZE10 in grundsätzlich ähnlichen Gefügen resultiert. Hingegen zeigt die Gefügeentwicklung im aus Bramme gewalzten Blech ZE10 eine deutlich gehemmte Rekristallisation.

5.2.4 Kristallographische Textur nach dem einachsigen Zugversuch

Abbildung 27 zeigt exemplarisch die Texturentwicklung der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 durch den einachsigen Zugversuch, abhängig von der Versuchstemperatur. Die technische Dehnrates beträgt $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$ und die Lasteinleitung liegt entlang der Walzrichtung. Es sind die aus Röntgendiffraktometrieversuchen gewonnenen, rückgerechneten (0002)-Basalpolefiguren und $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolefiguren dargestellt. Der Strahlfokus liegt etwa 5 mm von der Risspitze der Proben entfernt.

Eine Prüfung der Proben bei Raumtemperatur und bei 150 °C führt bei dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 zu einer deutlichen Ausschmierung des Basalpoles in Querrichtung und somit senkrecht zur Lasteinleitungsrichtung. Gegenüber der in Abbildung 17, Kapitel 5.1.3 dargestellten Ausgangstextur liegt nicht mehr zwingend eine Ausschmierung des Basalpoles entlang der Walzrichtung vor. Die Verformung der Zugproben führt zu einer Änderung der Textur. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 weist für alle Versuchstemperaturen eine scharfe Textur mit hoher Maximalintensität des Basalpoles bis zu $I_{\max}=20,6\text{ m.r.d.}$ auf. Am grundsätzlichen Charakter einer scharfen Basaltextur ändert sich nichts. Die Ausschmierung des Basalpoles in Querrichtung wird zu einem merklichen Charakteristikum der Textur.

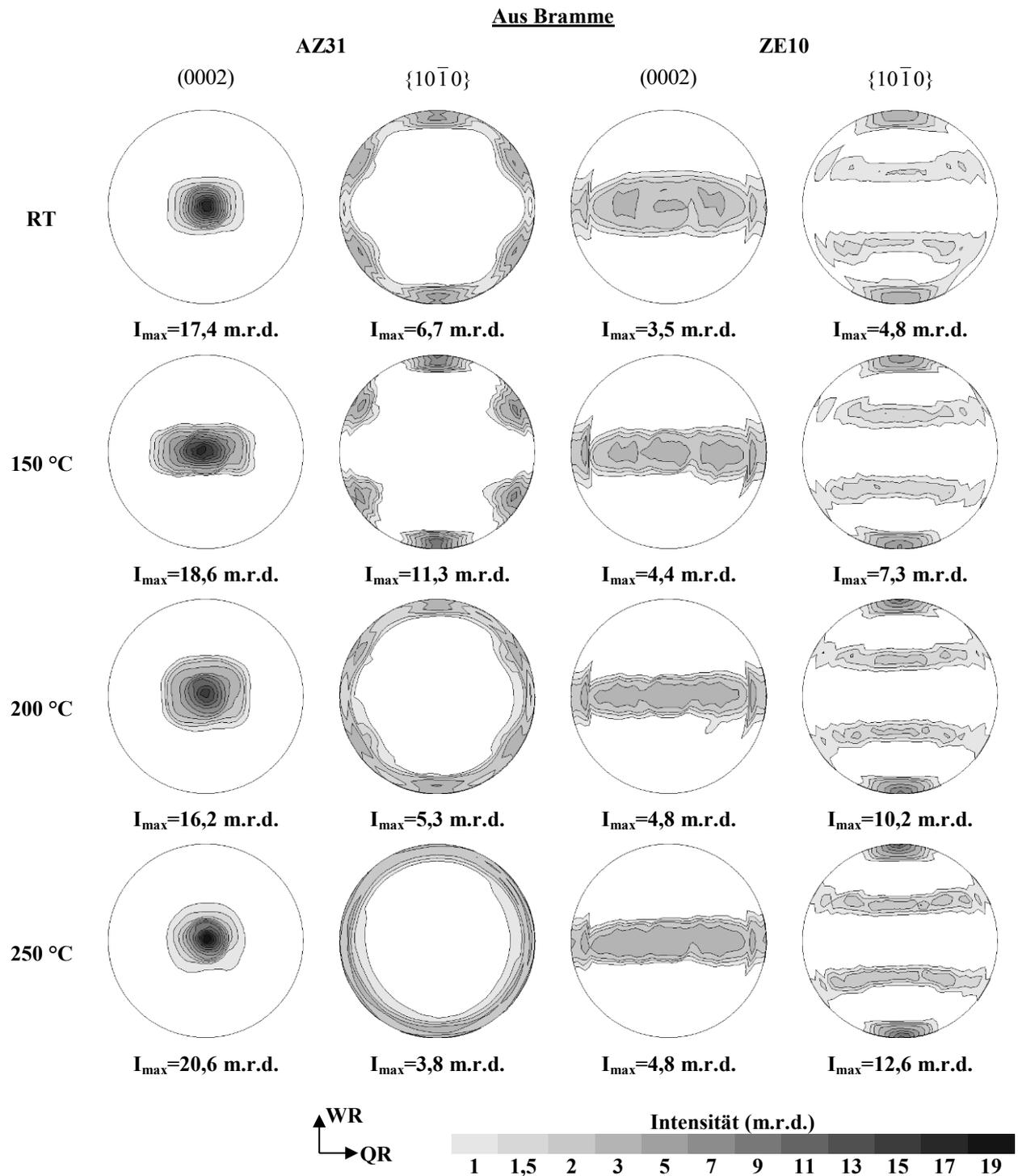


Abbildung 27: (0002)-Basalpolefiguren und {10 $\bar{1}$ 0}-Prismenpolefiguren bis zum Bruch verformter Zugproben, Lasteinleitungsrichtung entlang der Walzrichtung, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrate $d\varepsilon/dt=0,001$ s⁻¹

Diese Ausschmierung reduziert sich bei einer Prüfung bei weiter erhöhter Temperatur von 200 °C beziehungsweise 250 °C, behält aber die Ausschmierung des Basalpols in Querrichtung bei. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt nach der Umformung mit $I_{\max}=3,5-4,8$ m.r.d. Maximalintensität des Basalpols eine weiterhin schwache Textur. Es wird ebenso eine Ausschmierung des Basalpols in Querrichtung festgestellt. Bemerkenswert ist die weitere Verstärkung der Ausschmierung mit zunehmender Temperatur. Bei Prüfung bei 250 °C entlang der Walzrichtung entartet der Basalpol zu einem Band gleichmäßig verteilter Basalebenen entlang der Querrichtung des Bleches.

Neben der Studie der (0002)-Basalpolfiguren erfolgt eine genauere Betrachtung der kristallographischen Textur nach dem einachsigen Zugversuch anhand der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfiguren. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt im Vergleich zur Ausgangstextur eine kristallographische Textur, die von sechs Maxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfigur geprägt ist. Diese Maxima sind in etwa 90° zur Blechnormalen angeordnet und haben zueinander einen Abstand von 60° entlang des Winkels ϕ . Diese Anordnung entspricht der Symmetrie der hexagonal dichtest gepackten Einheitszelle des Magnesiums. Das am stärksten ausgeprägte Maximum mit $I_{\max}=6,7$ m.r.d. ist entlang der Walzrichtung orientiert. Die Ausprägung dieser distinkten Maxima verschärft sich bei einer Versuchstemperatur von 150 °C weiter auf $I_{\max}=11,3$ m.r.d.. Es bildet sich eine scharfe Prismenpolfigur aus. Eine Versuchstemperatur von 200 °C resultiert in einer qualitativ vergleichbaren Textur, die gegenüber einer Versuchsdurchführung bei Raumtemperatur und 150 °C abgeschwächt ist. Bei 250 °C Versuchstemperatur schließlich wird eine Textur erreicht, die mit $I_{\max}=3,8$ m.r.d. nur noch eine schwach ausgeprägte Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung entlang des Winkels ϕ zeigt. Der Prismenpol ähnelt der Ausgangstextur mit einer klaren Orientierung der Prismenebenen in 90° zur Blechnormalen.

Diese strenge Orientierung der Prismenebenen erster Ordnung liegt nicht für die aus Bramme gewalzten Bleche ZE10 vor. Bei Raumtemperatur ergeben sich in der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfigur zwei schwach ausgeprägte Intensitätsmaxima mit bis zu $I_{\max}=4,8$ m.r.d.. Sie liegen entlang der Walzrichtung, in etwa 90° zur Blechnormalen. Es zeigen sich zwei etwa 40° zur Blechnormalen entlang der Lasteinleitungsrichtung ausgelenkte bandartige Bereiche erhöhter Intensität. Bei einer Versuchstemperatur von 150 °C intensivieren sich die gefundenen Tendenzen. Bei Lasteinleitung entlang der Walzrichtung bilden sich, wie bei Raumtemperatur, zwei Hauptmaxima mit bis zu $I_{\max}=7,3$ m.r.d. entlang der Walzrichtung aus. Zusätzlich werden zwei bandartige Bereiche erhöhter Intensität beobachtet. Diese Ausprägung der kristallographischen Textur verstärkt sich weiter bei 200 °C und 250 °C

Versuchstemperatur, ohne dass es zu einer qualitativen Änderung der resultierenden Polfiguren kommt. Eine Erhöhung der Versuchstemperatur ist mit einer Aufschärfung der Prismenstruktur auf bis zu $I_{\max}=12,6$ m.r.d. verbunden.

Abbildung 28 zeigt die entsprechenden Ergebnisse der kristallographischen Textur nach der Umformung im einachsigen Zugversuch für die aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 anhand der rückgerechneten (0002)-Basalpolfiguren und der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfiguren in Abhängigkeit von der Temperatur bei einer technischen Dehnrate von $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$. Das aus Dünnsband gewalzte Blech AZ31 zeigt deckungsgleiche Tendenzen zum aus Bramme gewalzten Blech AZ31. Bei Raumtemperatur und 150 °C Versuchstemperatur bildet sich eine Ausschmierung des Basalpols in Querrichtung aus. Diese Ausschmierung reduziert sich bei weiter erhöhter Versuchstemperatur. Bei 250 °C und Lasteinleitung entlang der Walzrichtung verbleibt ein nahezu symmetrischer Basalpol.

Auch das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 zeigt eine Entwicklung der kristallographischen Textur im einachsigen Zugversuch, die der des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 ähnelt. Bei der Raumtemperaturprüfung reduziert sich die Ausschmierung des Basalpols, welche in der Ausgangstextur noch, wie in Abbildung 18 in Kapitel 5.1.3 dargestellt, vorhanden ist, deutlich hin zu einer symmetrischen Basalstruktur. Bei 150 °C Versuchstemperatur ist der Basalpol deutlich in Querrichtung ausgeschmiert. Diese Ausschmierung reduziert sich bei 200 °C und 250 °C Versuchstemperatur wieder. Dieses Verhalten entspricht qualitativ den Tendenzen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Im Unterschied zum aus Bramme gewalzten Blech ZE10 verbleibt für alle Versuchstemperaturen und Lasteinleitungsrichtungen eine klar ausgebildete Lage der Basalebenen parallel zur Blechebene. Für beide aus Dünnsband gewalzten Bleche verbleibt die Maximalintensität des Basalpols mit $I_{\max}=10,4-13,5$ m.r.d. auf hohem Niveau, erreicht jedoch nicht die Werte des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31.

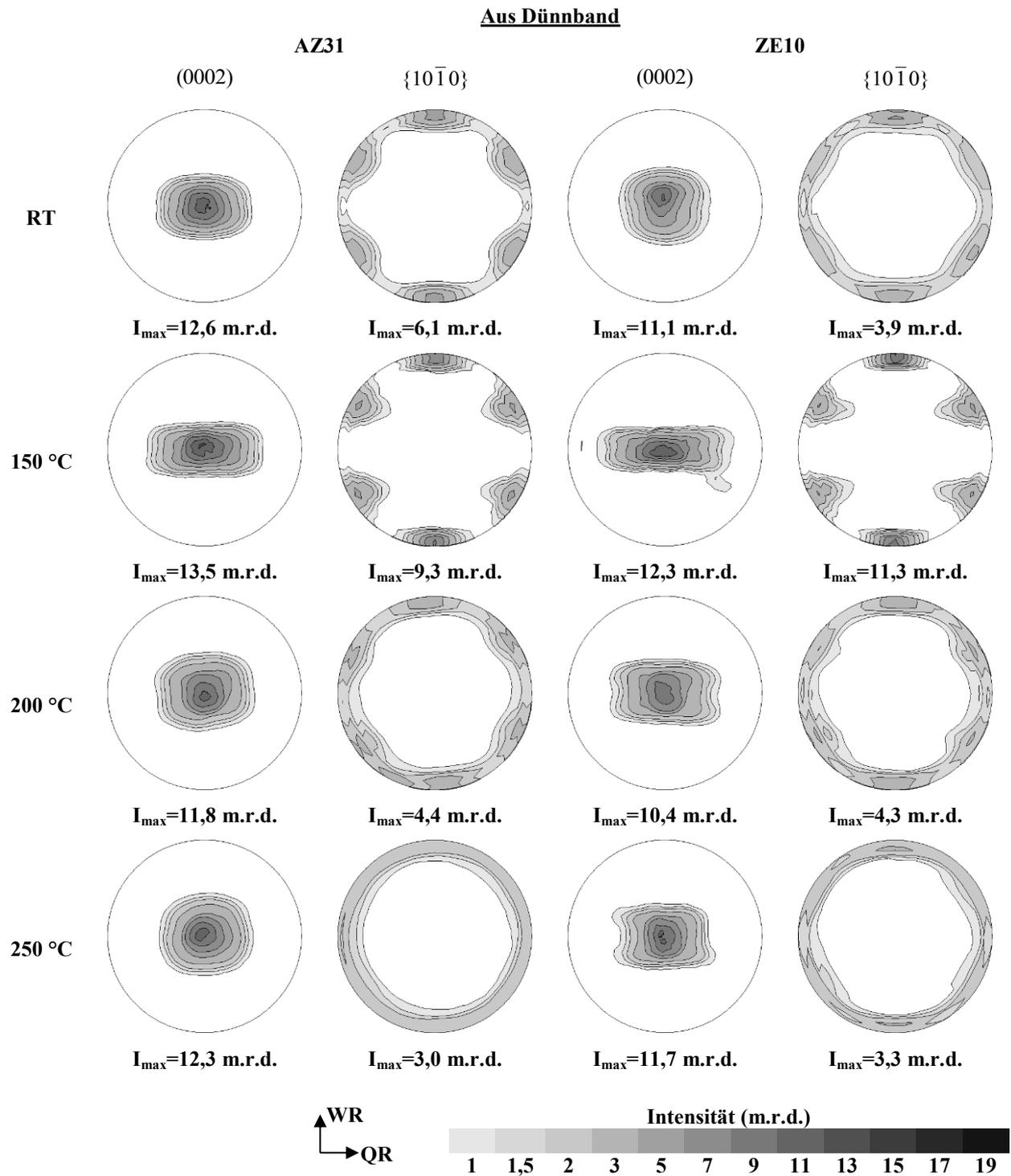


Abbildung 28: (0002)-Basalpolefiguren und $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolefiguren bis zum Bruch verformter Zugproben, Lasteinleitungsrichtung entlang der Walzrichtung, aus Dünband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrates $d\varepsilon/dt=0,001$ s⁻¹

Für die dargestellten $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfiguren zeigt das aus Dünband gewalzte Blech AZ31 analoge Tendenzen zum aus Bramme gewalzten Blech AZ31. Bei Prüfung bei Raumtemperatur sowie 150 °C kommt es zur Ausprägung von sechs distinkten Maxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfigur, welche zueinander einen Abstand von 60° entlang des Winkels φ haben und in etwa 90° zur Blechnormalen liegen. Zwei Maxima entlang der Lasteinleitungsrichtung sind mit bis zu $I_{\max}=9,3$ m.r.d. bei 150 °C Versuchstemperatur besonders stark ausgeprägt. Die Ausprägung dieser Maxima reduziert sich bei einer Versuchstemperatur von 200 °C auf bis zu $I_{\max}=4,4$ m.r.d.. Bei einer Versuchstemperatur von 250 °C liegt nur noch eine wenig ausgeprägte Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung entlang des Winkels φ mit $I_{\max}=3,0$ m.r.d. vor.

Denselben Tendenzen folgt das aus Dünband gewalzte Blech ZE10. Auch dieses Blech zeigt die zuvor beschriebenen sechs Intensitätsmaxima entlang des Winkels φ in der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfigur für die Versuchstemperaturen Raumtemperatur, 150 °C und 200 °C. Hierbei fällt die sich ausbildende Textur bei 150 °C mit einer Maximalintensität $I_{\max}=11,3$ m.r.d. am schärfsten aus. Bei 200 °C Versuchstemperatur schwächt sich die kristallographische Textur gegenüber 150 °C Versuchstemperatur ab. Bei 250 °C Versuchstemperatur ist eine Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung entlang des Winkels φ nur noch im Ansatz erkennbar.

Exemplarisch sind in den Abbildungen 29 und 30 (0002)-Basalpolfiguren und $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfiguren von Proben aus dem einachsigen Zugversuch gezeigt, welche bei 200 °C und einer technischen Dehnrates von $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$ bei Lasteinleitung entlang der Querrichtung bis zum Bruch umgeformt werden. Allen (0002)-Basalpolfiguren ist gemein, dass der Basalpol eine Ausschmierung in Walzrichtung zeigt. Diese Ausschmierung war für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 und die aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 bereits in der Ausgangstextur vorhanden, vergleiche hierzu Abbildungen 17 und 18 in Kapitel 5.1.3. Durch die Umformung wird die Ausschmierung verstärkt. Für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 liegt keine Ausschmierung des Basalpols in Walzrichtung vor der Umformung vor. Das Ausprägen einer Verschmierung des Basalpols senkrecht zur Lasteinleitungsrichtung ist ein maßgebliches Charakteristikum der im einachsigen Zugversuch umgeformten Bleche. Ebenso kommt es in der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfigur zur Ausbildung sechs distinkter Maxima mit zwei stärker ausgeprägten Maxima entlang der Querrichtung. Somit ist die Orientierung der Maxima gegenüber den in Walzrichtung umgeformten Proben um 90° verdreht. Vereinfacht kann also festgehalten werden, dass die in Querrichtung umgeformten Proben nach der Umformung eine kristallographische Textur

aufweisen, welche um 90° gegenüber Proben gedreht ist, welche in Walzrichtung geprüft werden. Die Lasteinleitungsrichtung ist somit für die Ausprägung der Umformtextur maßgeblich.

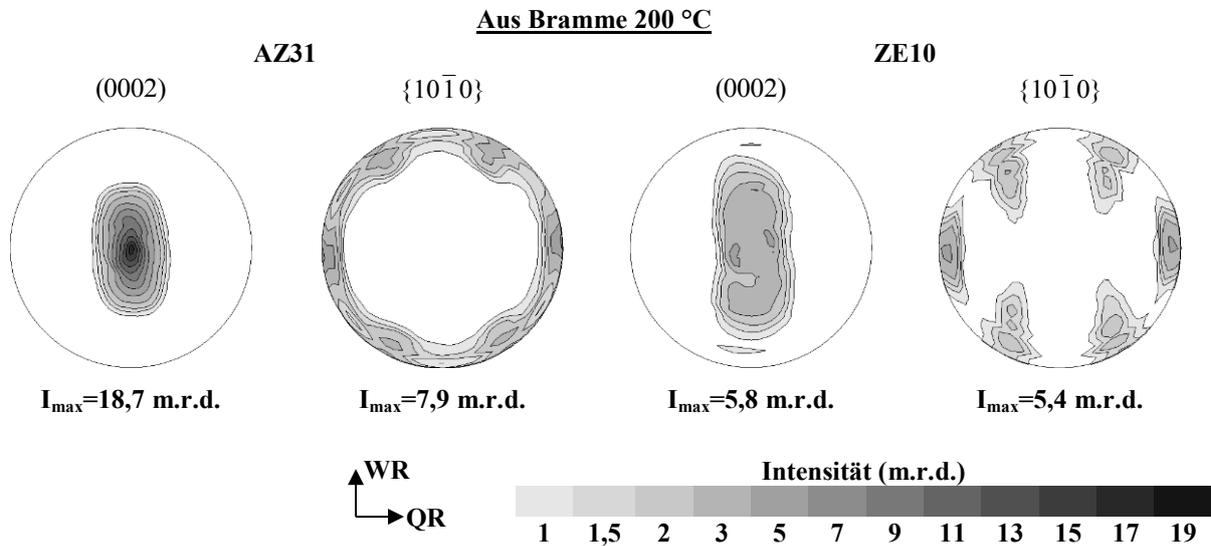


Abbildung 29: (0002)-Basalpolefiguren und {10 $\bar{1}$ 0}-Prismenpolefiguren bei 200 °C bis zum Bruch verformter Zugproben, Lasteinleitungsrichtung entlang der Querrichtung, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrate $d\varepsilon/dt=0,001$ s $^{-1}$

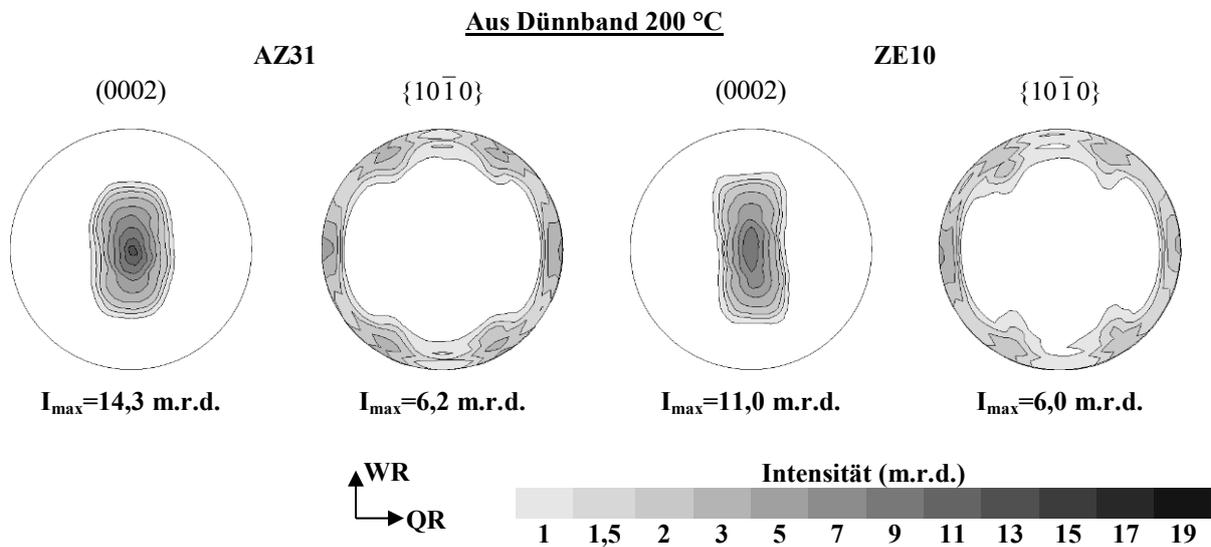


Abbildung 30: (0002)-Basalpolefiguren und {10 $\bar{1}$ 0}-Prismenpolefiguren bei 200 °C bis zum Bruch verformter Zugproben, Lasteinleitungsrichtung entlang der Querrichtung, aus Dünband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, Dehnrate $d\varepsilon/dt=0,001$ s $^{-1}$

5.3 Mehrachsige Blechumformprüfung

5.3.1 Tiefungsversuch nach Erichsen

Die Ergebnisse des in Kapitel 4.4.1 beschriebenen Tiefungsversuches nach Erichsen sind in Abbildung 31 zusammengefasst. Hierbei gibt der einheitenlose Erichsenindex IE die Eindringtiefe des Prüfkörpers bis zur Rissentstehung in mm an. Abbildung 32 zeigt exemplarische Proben im Querprofil. Das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31 weist mit $IE=2,2$ den geringsten Erichsenindex auf, was auf eine geringe Streckziehfähigkeit des Materials hinweist. Das aus Bramme gewalzte AZ31-Blech und das aus Dünmband gewalzte ZE10-Blech weisen einen vergleichbaren Erichsenindex von $IE=2,5$ beziehungsweise $IE=2,4$ aus. Der Erichsenindex des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 liegt mit $IE=6,8$ deutlich höher. Die Streckziehfähigkeit dieses Bleches bei Raumtemperatur ist somit ausgeprägter als die der anderen untersuchten Bleche. Alle Messserien weisen eine geringe Streuung der Erichsenindizes um den angegebenen Mittelwert auf.

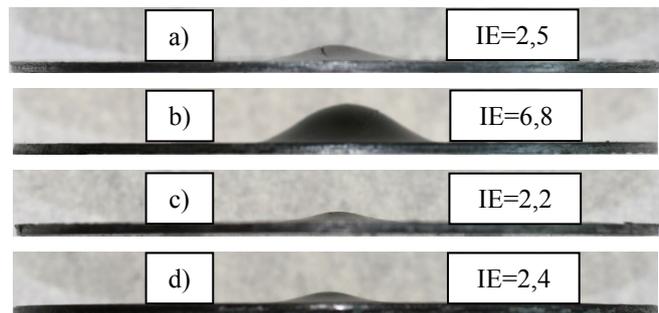
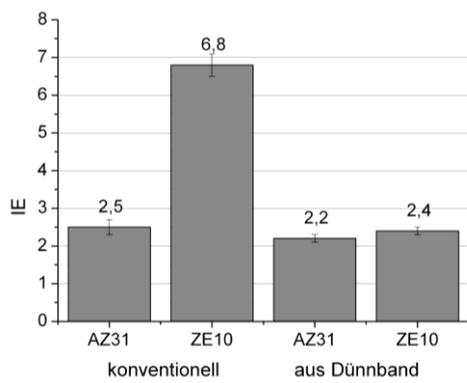


Abbildung 31: Erichsenindex (IE) der Bleche AZ31 und ZE10 nach Herstellungsverfahren

Abbildung 32: Erichsen-Tiefungsproben, a) AZ31-Blech aus Bramme, b) ZE10-Blech aus Bramme, c) AZ31-Blech aus Dünmband, d) ZE10-Blech aus Dünmband

5.3.2 Umformkräfte und Stempelwege im Nakajimaversuch

Im Nakajimaversuch werden bevorzugt die Hašek-Geometrien I und VII näher betrachtet. Die Verwendung dieser Extremdehnpfade im Grenzformänderungsschaubild verspricht die deutlichste Darstellung durch die Variation des Dehnpfades hervorgerufener Unterschiede. Gleichzeitig sind diese beiden Dehnpfade von großer Relevanz für die industrielle Praxis. Hierbei repräsentiert die Hašek-Geometrie I einen idealisierten Tiefziehprozess, während die Hašek-Geometrie VII dem Streckziehfall entspricht, vergleiche hierzu Abbildung 7 in Kapitel 3.3.1.

Die Stempelkraft-Stempelweg-Diagramme exemplarischer Proben der aus Bramme gewalzten Bleche für die Hašek-Geometrien I und VII sind in Abbildung 33 gezeigt. Allen Messkurven ist gemein, dass die Stempelkraft zunächst annähernd linear mit dem Stempelweg zunimmt. Die zur Erreichung eines gegebenen Stempelweges bei der Umformung der Proben nötige Stempelkraft ist, bei gleichbleibender Versuchstemperatur, höher für die Vollkreisgeometrie VII als für die taillierte Geometrie I. Weiterhin fällt die nötige Stempelkraft mit steigender Versuchstemperatur, was einer Erweichung der Blechwerkstoffe entspricht. Für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt sich bei Raumtemperatur sowie 150 °C geprüften Proben ein abrupter Abfall der Stempelkraft am Versuchsende, was mit einer plötzlichen Rissentstehung und schnellen Rissausbreitung verbunden ist. Dieses Versagensverhalten liegt ebenfalls für die bei Raumtemperatur geprüften Proben des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 vor. Bei erhöhter Versuchstemperatur, im Falle des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 bei 200 °C sowie 250 °C und beim aus Bramme gewalzten Blech ZE10 bei 150 °C, 200 °C sowie 250 °C, stellt sich das Versagensverhalten weniger abrupt dar. Ein Abflachen der Stempelkraftkurve, verbunden mit einer Lokalisierung der Probenverformung, charakterisierte das Versagensverhalten.

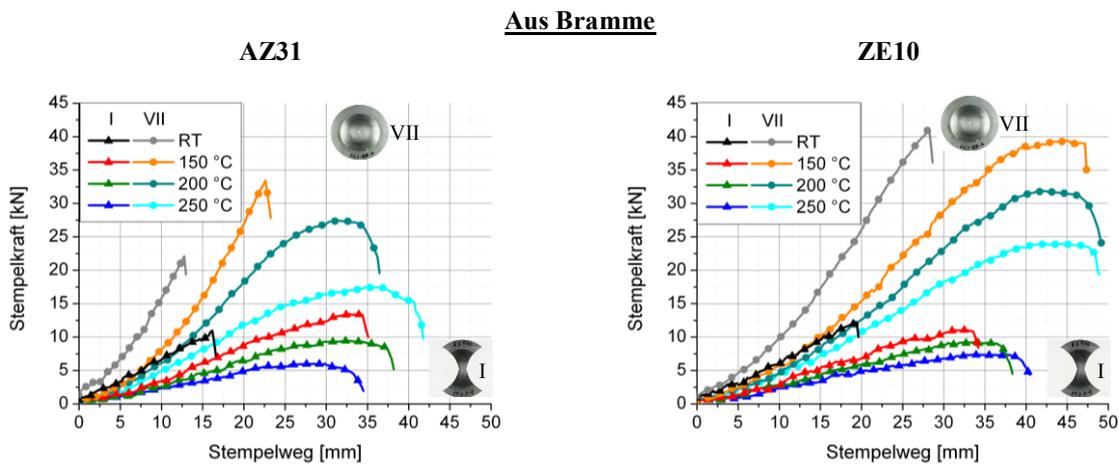


Abbildung 33: Stempelkraft-Stempelweg-Diagramm für Hašek-Geometrien I und VII, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Die bis zum Versagen erreichbaren Stempelwege steigen für die Vollkreisgeometrie VII bei beiden aus Bramme gewalzten Blechen mit der Versuchstemperatur an. Hierbei ist der Anstieg bei dem Blech AZ31 von 13 mm bei Raumtemperatur bis zu 42 mm bei 250 °C deutlich ausgeprägter als bei dem Blech ZE10, welches einen Anstieg des maximalen Stempelweges von 27 mm bei Raumtemperatur bis zu 49 mm bei 250 °C zeigt. Insbesondere ist kein signifikanter Anstieg des maximalen Stempelweges im Temperaturbereich 150 °C bis 250 °C zu beobachten. Für die taillierte Geometrie I ergeben sich grundsätzlich ähnliche Tendenzen. Allerdings korreliert hier der maximale Stempelweg im Falle des aus Bramme

gewalzten Bleches AZ31 bei Versuchsdurchführung oberhalb der Raumtemperatur nicht direkt mit der Versuchstemperatur. Bei 200 °C Versuchstemperatur ist der erreichbare Stempelweg mit 38 mm am größten, wohingegen es zu einer Reduktion des maximalen Stempelweges bei 250 °C kommt. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt einen moderaten, monotonen Anstieg des maximalen Stempelweges mit der Versuchstemperatur bis hin zu 40 mm bei 250 °C Versuchstemperatur. Bei der Betrachtung der maximalen Stempelkräfte ist auffällig, dass beim aus Bramme gewalzten Blech AZ31 die maximale Stempelkraft bei 150 °C Versuchstemperatur bei der Vollkreisgeometrie VII mit 33 kN erreicht wird. Bei dem aus Bramme gewalzten Blech ZE10 zeigt die bei Raumtemperatur geprüfte Probe der Vollkreisgeometrie VII die höchste Umformkraft von 41 kN. Die Stempelkräfte für die Vollkreisgeometrie VII liegen für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zum Teil deutlich unterhalb der entsprechenden Stempelkräfte des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. Für die taillierte Geometrie I sind die Unterschiede in den maximalen Stempelkräften nur gering ausgeprägt und zeigen die beschriebene Erweichung der Blechwerkstoffe mit steigender Versuchstemperatur.

Die Stempelkraft-Stempelweg-Diagramme der aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 sind in Abbildung 34 für die Hašek-Geometrien I und VII dargestellt. Es ergeben sich grundsätzlich ähnliche Kurvenverläufe wie für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31. Die für die Umformung der Proben der Vollkreisgeometrie VII benötigte Kraft ist bei konstanter Versuchstemperatur höher als die für die taillierte Geometrie I. Bei Raumtemperatur und bei 150 °C kommt es zu einem abrupten Versagensverhalten, gekennzeichnet durch ein plötzliches Abfallen der Umformkraft. Bei 200 °C und 250 °C Versuchstemperatur zeigt sich ein weniger abruptes Versagensverhalten.

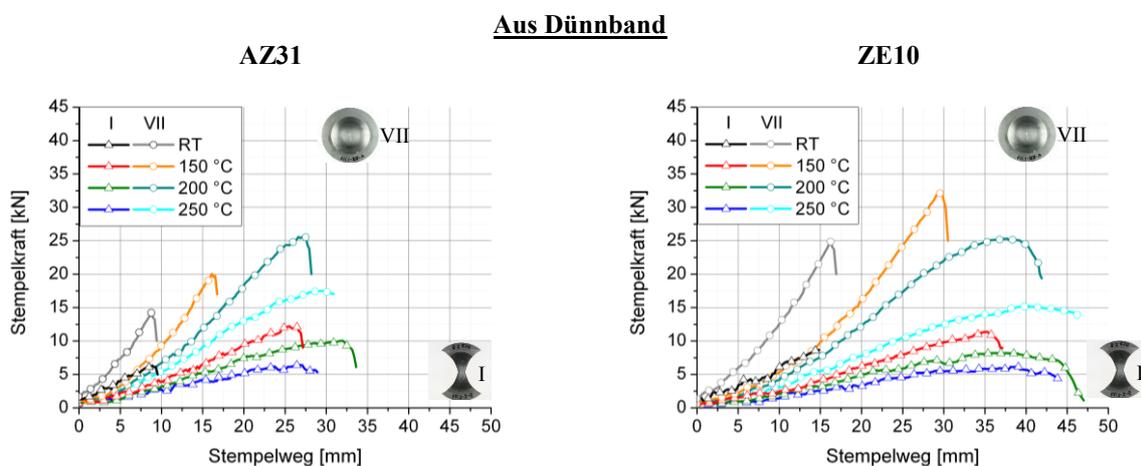


Abbildung 34: Stempelkraft-Stempelweg-Diagramm für Hašek-Geometrien I und VII, aus Dünband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Die bis zum Versagen erreichten Stempelwege fallen für das aus Dünnsband gewalzte Blech AZ31 geringer aus als für die anderen untersuchten Bleche. Der höchste erreichbare Stempelweg von 34 mm wird für die taillierte Geometrie I bei 200 °C erreicht. Diese Anomalie in der Temperaturabhängigkeit des maximalen Stempelweges bei 200 °C Versuchstemperatur zeigt sich auch für das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10. Die maximalen Stempelkräfte sind für die aus Dünnsband gewalzten Bleche stets höher für die Vollkreisgeometrie VII als für die taillierte Geometrie I. Die höchste Stempelkraft wird im Falle des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 für die Vollkreisgeometrie VII bei 200 °C mit 26 kN erreicht. Das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 zeigt dieses Kraftmaximum bei 150 °C mit 32 kN. Generell erweichen die aus Dünnsband gewalzten Bleche mit zunehmender Versuchstemperatur, erkennbar an der Steigung der Stempelkraft-Stempelweg-Kurven.

5.3.3 Grenzformänderungsschaubilder

Die Grenzformänderungsschaubilder in Abbildung 35 und 36 mit aus Dehnfeldmessungen ermittelten Grenzformänderungskurven der untersuchten Bleche erlauben eine umfassende Darstellung der Umformbarkeit. Jeder Punkt der Grenzformänderungskurve entspricht hierbei der Mittelung der Auswertung von drei Schnittlinien auf drei Einzelproben je Hašek-Geometrie. Für die aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 ergeben sich deutliche qualitative und quantitative Unterschiede in der Umformbarkeit, vergleiche Abbildung 35. Bei Raumtemperatur ist das Umformvermögen beider Bleche begrenzt. Für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt sich eine höhere erreichbare Hauptformänderung φ_1 bei negativer Nebenformänderung $\varphi_2 < 0$ als für positive Nebenformänderung $\varphi_2 > 0$. Der Bereich negativer Nebenformänderung $\varphi_2 < 0$ des Grenzformänderungsschaubildes entspricht Umformoperationen mit Tiefziehanteil sowie uniaxialem Zug. Das Streckziehvermögen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 ist bei Raumtemperatur mit $\varphi_1 < 0,1$ sehr gering, ebenso wie die Umformbarkeit im ebenen Verzerrungszustand mit einer Nebenformänderung $\varphi_2 = 0$. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt bei Raumtemperatur eine höhere erreichbare Hauptformänderung φ_1 für alle Dehnfälle. Insbesondere das Streckziehvermögen ist mit $\varphi_1 = 0,2$ deutlich höher als für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31.

Bei einer auf 150 °C erhöhten Versuchstemperatur zeigt das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 einen Zugewinn in der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 im Bereich negativer Nebenformänderung φ_2 auf $\varphi_1 = 0,6$. Das Streckziehvermögen bleibt mit $\varphi_1 = 0,1$ jedoch auf geringem Niveau. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 hingegen zeigt einen allgemeinen Anstieg der Umformbarkeit. Sowohl das Streckziehvermögen mit $\varphi_1 = 0,6$ als auch das

Tiefziehvermögen mit $\varphi_1=0,5$ sowie die Umformbarkeit im ebenen Verzerrungszustand mit $\varphi_1=0,3$ steigen deutlich an. Bei 200 °C Versuchstemperatur steigt das Umformvermögen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 gegenüber einer Versuchstemperatur von 150 °C sowohl im Bereich negativer Nebenformänderung mit $\varphi_1=0,8$ und im Bereich positiver Nebenformänderung mit $\varphi_1=0,4$ an. Für den ebenen Verzerrungszustand steigt die erreichbare Hauptformänderung moderat an. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt eine gleichförmige Anhebung des Umformvermögens für alle Dehnfälle. Diese Tendenz setzt sich bei 250 °C Versuchstemperatur für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 fort. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt bei dieser Versuchstemperatur, verglichen mit 200 °C, eine komplexe Entwicklung der Umformbarkeit. Das Streckziehvermögen und die Umformbarkeit nehmen im ebenen Verzerrungszustand zu. Die erreichbare Hauptformänderung sinkt bis zum Einsetzen des Einschnürens im Bereich negativer Nebenformänderung etwa auf das Niveau einer Versuchsdurchführung bei 150 °C mit $\varphi_1=0,6$. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 weist Grenzformänderungskurven auf, die eine strenge V-Form mit einem ausgeprägten Minimum der erreichbaren Hauptformänderung im Bereich des ebenen Verzerrungszustandes aufweisen. Bei negativer Nebenformänderung verschiebt sich die Grenzformänderungskurve mit steigender Versuchstemperatur merklich zu betragsmäßig niedrigeren Nebenformänderungen bei gleichbleibender Probengeometrie. In Kapitel 6.2.3 wird das Fließverhalten näher beschrieben. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt keine scharf ausgeprägte V-Form der Grenzformänderungskurve. Ebenso ist keine qualitative Veränderung der Grenzformänderungskurve mit steigender Versuchstemperatur zu beobachten.

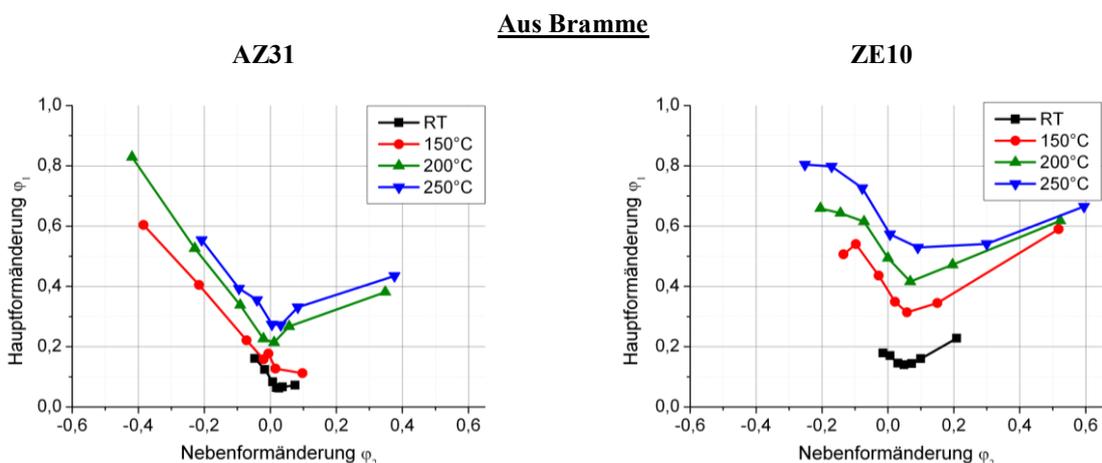


Abbildung 35: Grenzformänderungsschaubild, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Die Grenzformänderungsschaubilder der aus Dünnschicht gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 sind in Abbildung 36 gezeigt. Bei Raumtemperatur ist die Umformbarkeit beider Bleche als

gering zu bezeichnen. Insbesondere das aus Dünnsband gewalzte Blech AZ31 weist niedrige erreichbare Hauptformänderungen bis zum Einsetzen der Einschnürung auf. Bei 150 °C Versuchstemperatur zeigen beide aus Dünnsband gewalzten Bleche einen Zugewinn im Bereich negativer Nebenformänderung. Die Umformbarkeit im Bereich positiver Nebenformänderung und im ebenen Verzerrungszustand bleibt gering. Bei 200 °C Versuchstemperatur wird bei negativer Nebenformänderung die höchste Umformbarkeit erreicht. Auch der Bereich positiver Nebenformänderung zeigt eine erhöhte Umformbarkeit. Allerdings bleibt die Umformbarkeit des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 auf geringem Niveau. Bei 250 °C kommt es zu einem bereits für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 beschriebenen Abfall der Umformbarkeit unter negativer Nebenformänderung für das aus Dünnsband gewalzte Blech AZ31. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt keinen starken Abfall der Umformbarkeit in diesem Bereich des Grenzformänderungsschaubildes. Die Tendenz der Verschiebung der Grenzformänderungskurve zu betragsmäßig niedrigeren Nebenformänderungswerten mit steigender Versuchstemperatur ist für das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 deutlich ausgeprägt. Qualitativ ähneln die Grenzformänderungskurven der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 den Grenzformänderungskurven des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Im Bereich des ebenen Verzerrungszustandes zeigen alle drei Serien an Grenzformänderungskurven ein Minimum erreichbarer Hauptformänderungen. Dieses Minimum ist beim aus Dünnsband gewalzten Blech ZE10 am schwächsten ausgeprägt. Die Umformbarkeit des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 bleibt bei allen Versuchstemperaturen hinter den anderen untersuchten Blechen zurück.

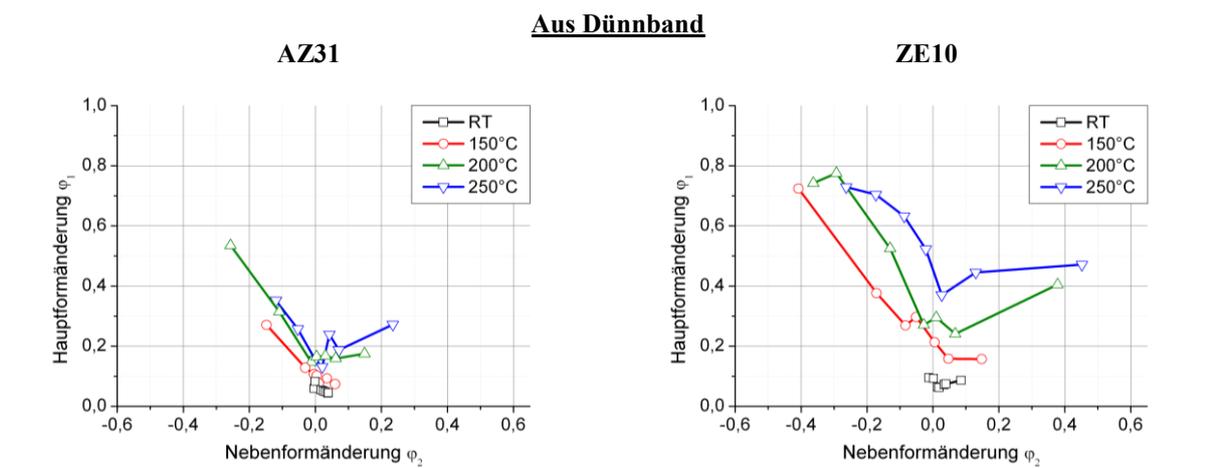


Abbildung 36: Grenzformänderungsschaubild, aus Dünnsband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Zur genaueren Studie der Umformbarkeit der untersuchten Bleche sind in Abbildung 37 exemplarische Ergebnisse des Nakajimaversuches mit Probenorientierung entlang der Querrichtung der taillierten Geometrie I gezeigt. Im Vergleich mit Probenorientierung entlang

der Walzrichtung sind für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 nur geringe Unterschiede im Kurvenverlauf auszumachen. Die ebene Anisotropie der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 ist für dieses Blech schwach ausgeprägt. Auch zeigt sich der Abfall der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 bei einer Versuchstemperatur von 250 °C gegenüber 200 °C bei Probenorientierung entlang der Querrichtung, wie er in Abbildung 35 bereits für Probenorientierung entlang der Walzrichtung beobachtet wird. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 erreicht bei Probenorientierung entlang der Querrichtung für jede untersuchte Versuchstemperatur eine höhere erreichbare Hauptformänderung φ_1 gegenüber der Walzrichtung. Mit $\varphi_1=1,22$ wird bei 250 °C die höchste aller gemessenen Hauptformänderungen φ_1 erreicht.

Das aus Dünnband gewalzte Blech AZ31 erreicht für Versuchstemperaturen oberhalb der Raumtemperatur annähernd konstante Hauptformänderungen φ_1 im Bereich $\varphi_1 \approx 0,4$. Ein ausgeprägter Abfall der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 beim Wechsel der Versuchstemperatur von 200 °C auf 250 °C ist nicht zu beobachten. Dieser Abfall ist für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 hingegen festzustellen. Mit $\varphi_1=0,99$ wird bei 200 °C das Maximum der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 gemessen. Während bei Raumtemperatur und 150 °C die erreichbaren Hauptformänderung φ_1 für Probenorientierung entlang der Walz- und Querrichtung vergleichbar sind, liegen die Werte bei 200 °C und 250 °C höher für Prüfung mit Probenorientierung entlang der Querrichtung.

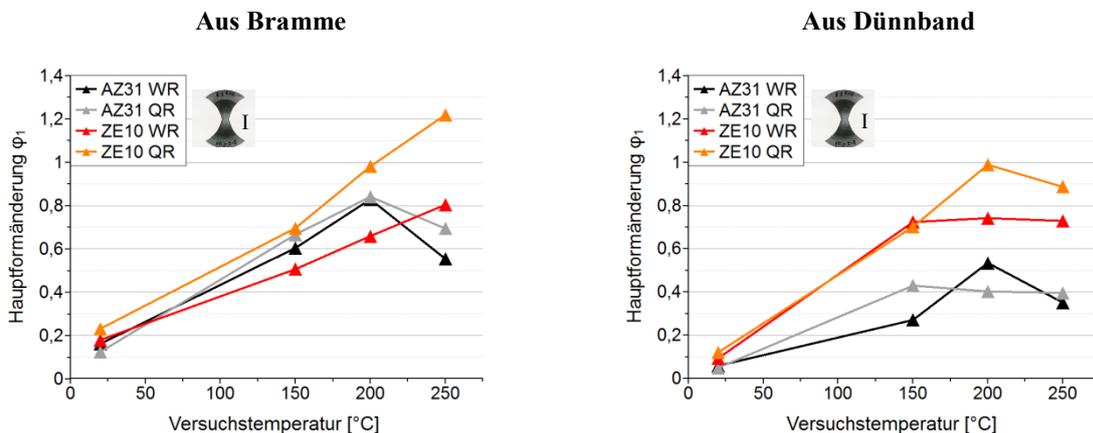


Abbildung 37: Erreichbare Hauptformänderung φ_1 der taillierten Geometrie I, aus Bramme und aus Dünnband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Dem ebenen Verzerrungszustand (Nebenformänderung $\varphi_2=0$) wird in der industriellen Praxis eine hohe Bedeutung für die Umformbarkeit eines Blechwerkstoffes zugemessen. Im Bereich der Magnesiumblechumformung wird Werkstoffversagen häufig in Umformzonen beobachtet, in denen ein ebener Verzerrungszustand vorliegt [AGN06]. Abbildung 38 stellt die für die Hašek-Geometrie V erreichbare Hauptformänderung bis zum Einschnüren der

Probe in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur für die aus Bramme und aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 dar. Die Hašek-Geometrie V zeigte bei allen Messserien die geringste Abweichung vom ebenen Verzerrungszustand mit $\varphi_2 \approx 0$ und wird als Maßstab für das Werkstoffverhalten in diesem Verzerrungszustand gewählt. Geringe Abweichungen hin zu positiven Nebenformänderungen φ_2 erklären sich aus einem anfänglichen Strecken der ebenen Probe über den sphärischen Stempel, vergleiche hierzu Kapitel 6.2.3. Die für die Hašek-Geometrie V erreichbare Hauptformänderung wird im Folgenden mit FLC_0 bezeichnet und entspricht näherungsweise dem Minimum der Grenzformänderungskurve. Für alle untersuchten Bleche ergibt sich, dass FLC_0 mit steigender Versuchstemperatur ansteigt. Im Falle der aus Bramme gewalzten Bleche liegt der absolute Wert für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 stets über dem des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Auch ist der Zuwachs des Wertes FLC_0 mit der Versuchstemperatur größer für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 als für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31. Bei Probenorientierung entlang der Querrichtung fällt FLC_0 für das aus Bramme gewalzte Blech höher aus als für Probenorientierung entlang der Walzrichtung. Mit $\varphi_1 = 0,67$ wird bei 250 °C der höchste gemessene Wert aller Bleche erreicht.

Während FLC_0 für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 ebenfalls stets oberhalb des aus Dünnband gewalzten Bleches AZ31 liegt, ist der Zuwachs mit steigender Versuchstemperatur vergleichbar. Ein merklicher Einfluss der Probenorientierung ist nur für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 bei der Versuchstemperatur 250 °C auszumachen. Die Umformbarkeit im ebenen Verzerrungszustand ist am geringsten für das aus Dünnband gewalzte Blech AZ31 und am höchsten für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10, entsprechend den Beobachtungen der Abbildungen 35 und 36.

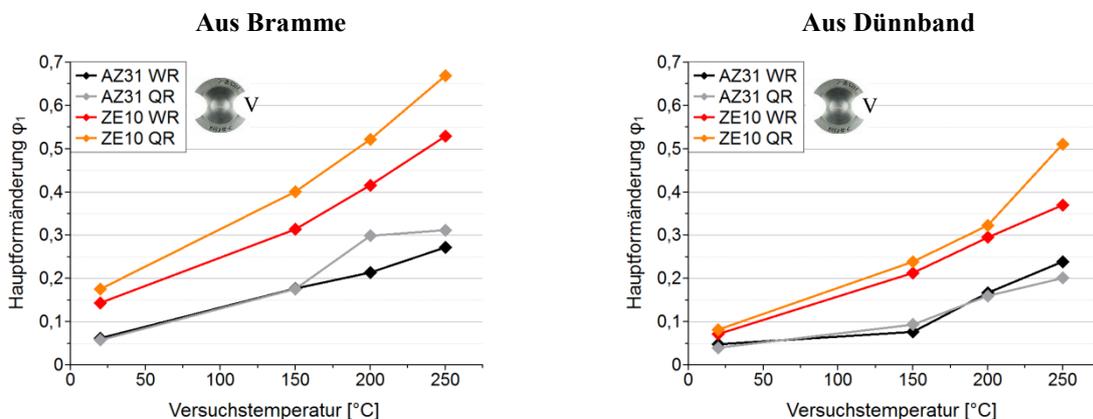


Abbildung 38: Erreichbare Hauptformänderung φ_1 der Geometrie V im ebenen Verzerrungszustand (FLC_0), aus Bramme und aus Dünnband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

5.3.4 Mikrostruktur nach der mehrachsigen Blechumformprüfung

Die Darstellung der Mikrostruktur der im Nakajimaversuch umgeformten Proben geschieht exemplarisch für die taillierte Geometrie I (Radiuseinschnitt $r=80$ mm) und die Vollkreisgeometrie VII in den Abbildungen 39-41 und 43. Gezeigt sind Längsschliffe von Proben nach dem Bruch, die nach den in Kapitel 4.2.2 beschriebenen Verfahren erzeugt sind. Der Bildbereich liegt in der Mittelfaser der Proben und 5 mm von der Risspitze entfernt.

In Abbildung 39 sind die Mikrostrukturen der umgeformten Proben des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 zusammengefasst. Für die taillierte Geometrie I entspricht die Walzrichtung der Richtung der Hauptformänderung. Für die Vollkreisgeometrie VII liegt die Hauptformänderungsrichtung radial zur Probenmitte. Näherungsweise fällt in einem 5 mm-Abstand vom Rissentstehungsort nahe der Domkuppe die Walzrichtung mit der Hauptformänderungsrichtung für die Vollkreisgeometrie zusammen. Die bei Raumtemperatur umgeformte Probe der taillierten Geometrie I zeigt eine von Zwillingen geprägte Mikrostruktur. Die Zwillingsgrenzen sind hierbei in etwa 45° zur Hauptformänderungsrichtung orientiert. Der Anteil des verzwilligten Gefüges ist für die Vollkreisgeometrie VII geringer. Es zeigt sich keine Streckung der Körner. Vergleiche hierzu Abbildung 35 in Kapitel 5.3.3, welche zeigt, dass die Proben dieser Geometrie nur ein geringes Maß an Umformung bis zum Versagen ermöglichen.

Bei 150°C Umformtemperatur stellen sich ähnliche Tendenzen dar. Die taillierte Geometrie I zeigt eine von Zwillingen geprägte Mikrostruktur. Im Vergleich zu der bei Raumtemperatur umgeformten Probe wird deutlich, dass die Körner entlang der Hauptformänderungsrichtung gestreckt sind. Die Probe der Vollkreisgeometrie VII weist vereinzelt Zwillinge auf und es liegt keine Streckung der Körner entlang der Hauptformänderungsrichtung vor. Dies korreliert mit einem für diese Versuchstemperatur geringen Umformgrad $\varphi_1=0,11$ der Probe. Die aus einer Umformung bei 200°C Versuchstemperatur resultierende Mikrostruktur unterscheidet sich merklich von den zuvor betrachteten Mikrostrukturen. Sowohl die taillierte Geometrie I als auch die Vollkreisgeometrie VII zeigt eine Mikrostruktur, die aus größeren Körnern gebildet wird, die von einem Saum von kleinen, rekristallisierten Körnern umgeben sind. Im Falle der taillierten Geometrie I sind die unrekristallisierten Körner entlang der Walzrichtung gestreckt und zum Teil verzwilligt. Der Anteil an rekristallisiertem Gefüge ist höher für die Vollkreisgeometrie VII, vergleiche hierzu die Ergebnisse in Kapitel 5.3.6.

AZ31 aus Bramme

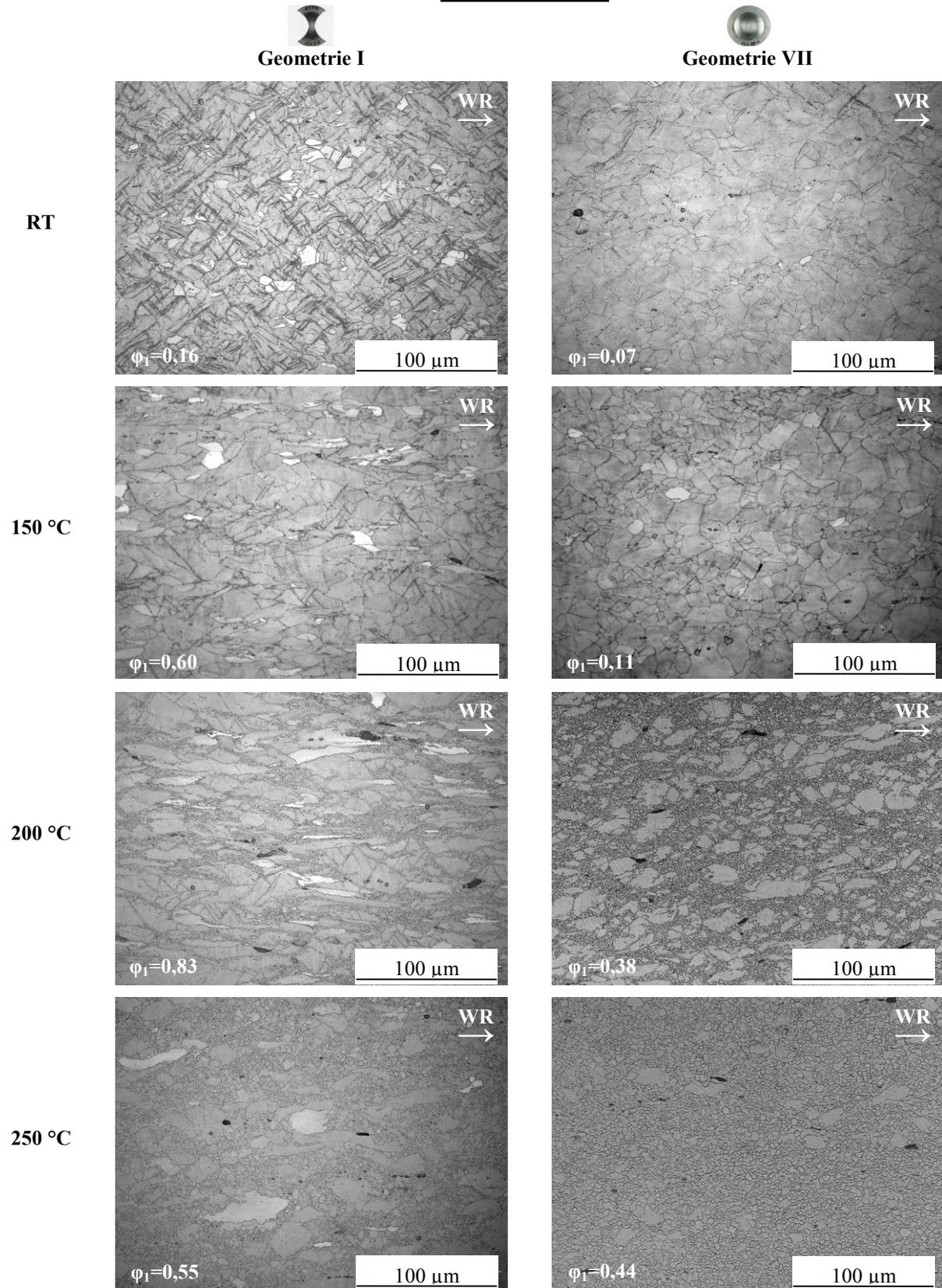


Abbildung 39: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII im Längsschliff unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung ϕ_1 , aus Bramme gewalztes Blech AZ31, Probenentnahme 5 mm von der Risspitze

Bei 250 °C Versuchstemperatur ergibt sich für die taillierte Geometrie I eine überwiegend rekristallisierte Mikrostruktur. Gegenüber einer Versuchstemperatur von 200 °C sind die kleinen, rekristallisierten Körner in ihrer Größe gewachsen und es verbleiben wenige unrekristallisierte Körner. Im Falle der Vollkreisgeometrie VII kann von einem vollständig rekristallisierten Gefüge gesprochen werden, dessen Korngröße unterhalb derer des Ausgangsgefüges liegt.

Abbildung 40 zeigt die entsprechenden Mikrostrukturen der umgeformten Proben des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. Eine Prüfung bei Raumtemperatur resultiert im Falle der taillierten Geometrie I in einem verzwilligten Gefüge. Allerdings ist der Anteil des verzwilligten Gefüges gegenüber dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 geringer. In der Mikrostruktur der umgeformten Vollkreisgeometrie VII finden sich nur vereinzelte verzwilligte Körner. Bei einer Versuchstemperatur von 150 °C zeigen beide Proben eine deutliche Streckung der Körner entlang der Walzrichtung. In der Mikrostruktur der taillierten Geometrie I sind zudem einige verzwilligte Körner nachzuweisen. Die beschriebene Streckung der Körner erhöht sich weiter bei 200 °C und 250 °C Versuchstemperatur, einhergehend mit einem höheren Umformgrad, vergleiche hierzu die Ergebnisse in Kapitel 5.3.3. In der Mikrostruktur der Vollkreisgeometrie VII können bei diesen Versuchstemperaturen stark gestörte Bereiche zwischen den langgestreckten Körnern ausgemacht werden. Eine nähere Charakterisierung mit Methoden der Lichtmikroskopie findet an dieser Stelle nicht statt, es wird auf Kapitel 5.3.6 verwiesen.

ZE10 aus Bramme

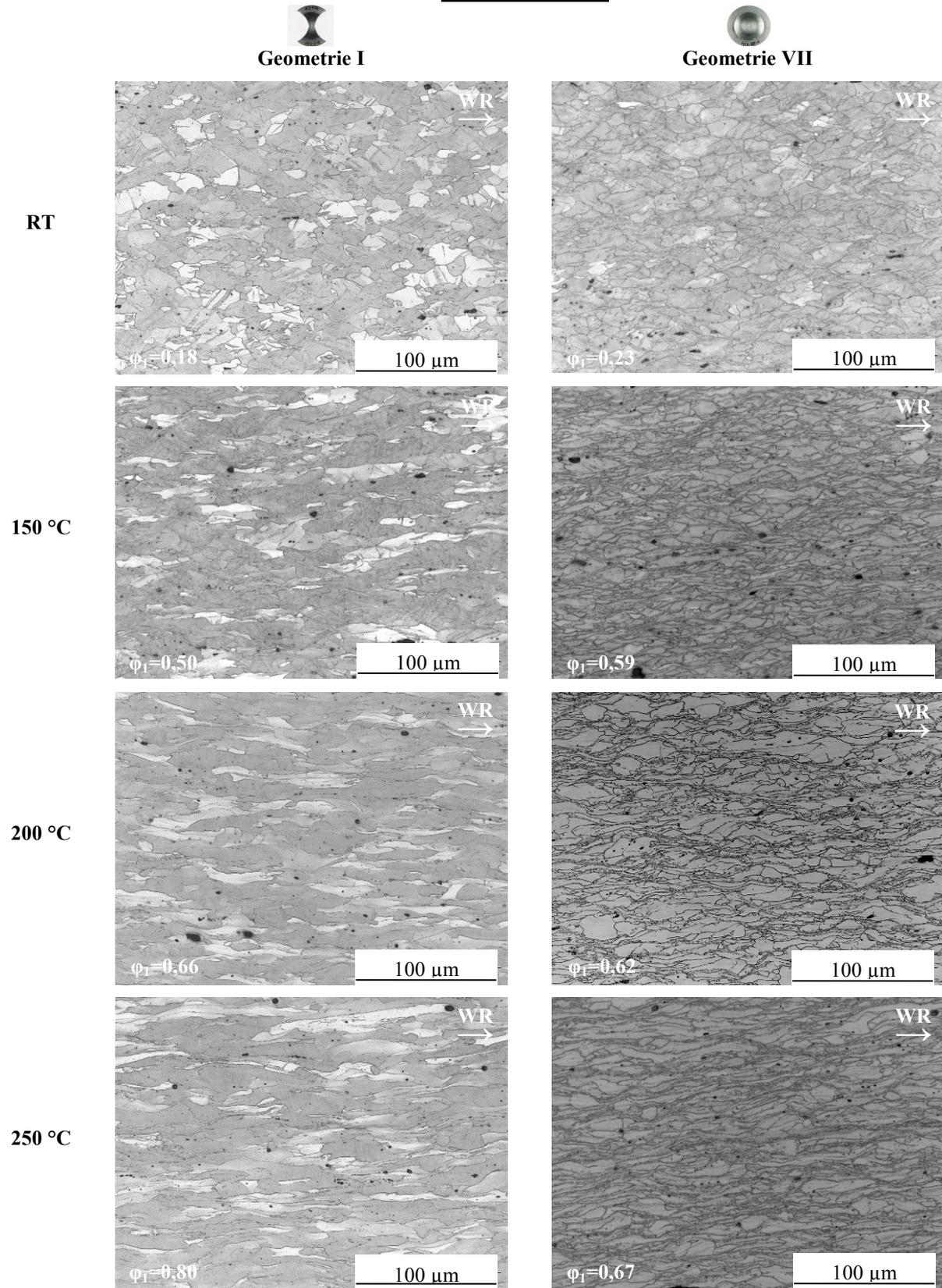


Abbildung 40: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII im Längsschliff unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung ϕ_1 , aus Bramme gewalztes Blech ZE10, Probenentnahme 5 mm von der Risspitze

In der Abbildung 41 sind die Mikrostrukturen der umgeformten Proben des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 dargestellt. Zunächst ist auffällig, dass bei einer Prüfung bei Raumtemperatur die resultierenden Gefüge nur in einem geringen Maße von Zwillingen geprägt sind. Weiterhin zeigen alle Mikrostrukturen Ätzgrübchen von Ausscheidungen, welche bereits in der Ausgangsmikrostruktur vorhanden waren, vergleiche hierzu Kapitel 5.1.2. Die resultierende Mikrostruktur der bei 150 °C umgeformten Proben ähnelt der Mikrostruktur, welche aus der Umformung bei Raumtemperatur resultierte. Gegenüber den in Abbildung 26 gezeigten Proben aus dem einachsigen Zugversuch ist kein Ansatz der dynamischen Rekristallisation in Form von neugebildeten, kleinen Körnern auszumachen. Eine Umformung bei 200 °C resultiert in einem anderen Mikrostrukturtypus. Wie auch beim aus Bramme gewalzten Blech AZ31, kommt es zur Ausbildung einer Duplexstruktur aus dynamisch rekristallisierten Körnern geringer Größe und entlang der Walzrichtung gestreckter, größerer Körner. Hierbei ist der Anteil des dynamisch rekristallisierten Gefüges größer für die Vollkreisgeometrie VII als für die taillierte Geometrie I. In beiden Fällen ist dieser Gefügeanteil geringer als im aus Bramme gewalzten Blech AZ31. Diese Gefügeausprägung intensiviert sich bei einer Umformung bei 250 °C weiter, ein teilrekristallisiertes Gefüge ist das Resultat.

In Abbildung 42 sind zwei Besonderheiten in der Mikrostruktur der umgeformten Proben des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 gezeigt. Die Abbildung zeigt exemplarisch die Mikrostruktur umgeformter Proben der Hašek-Geometrie V, deren Dehnpfad einem ebenen Verzerrungszustand entspricht. In der bei Raumtemperatur geprüften Probe wird ein circa 250 µm langer Einschluss gefunden, vergleiche hierzu Abbildung 42. Solche Einschlüsse werden in ähnlicher Größe auch in anderen Proben des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 gefunden und stehen in keinem Zusammenhang mit der dargestellten Probengeometrie oder Versuchstemperatur. Eine Analyse durch die energiedispersive Röntgenspektroskopie dieses Partikels ergibt, dass die Ausscheidung vor allem aus Aluminium und Mangan besteht, was die Identifizierung als Al_8Mn_5 nahe legt. Weiterhin ist in der Abbildung die Mikrostruktur einer bei 200 °C umgeformten Probe dargestellt. Es lassen sich Bänder aus feinen, dynamisch rekristallisierten Körnern ausmachen, welche in etwa 45° zur Walzrichtung orientiert sind. Diese feinen Bänder können als das Resultat einer lokalisierten Verformung in Scherbändern angesehen werden, es liegt somit keine homogene Verformung des Blechwerkstoffes vor. Diese beiden Besonderheiten des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 sollten bei der Betrachtung der niedrigen erreichbaren Umformgrade beachtet werden.

AZ31 aus Dünband

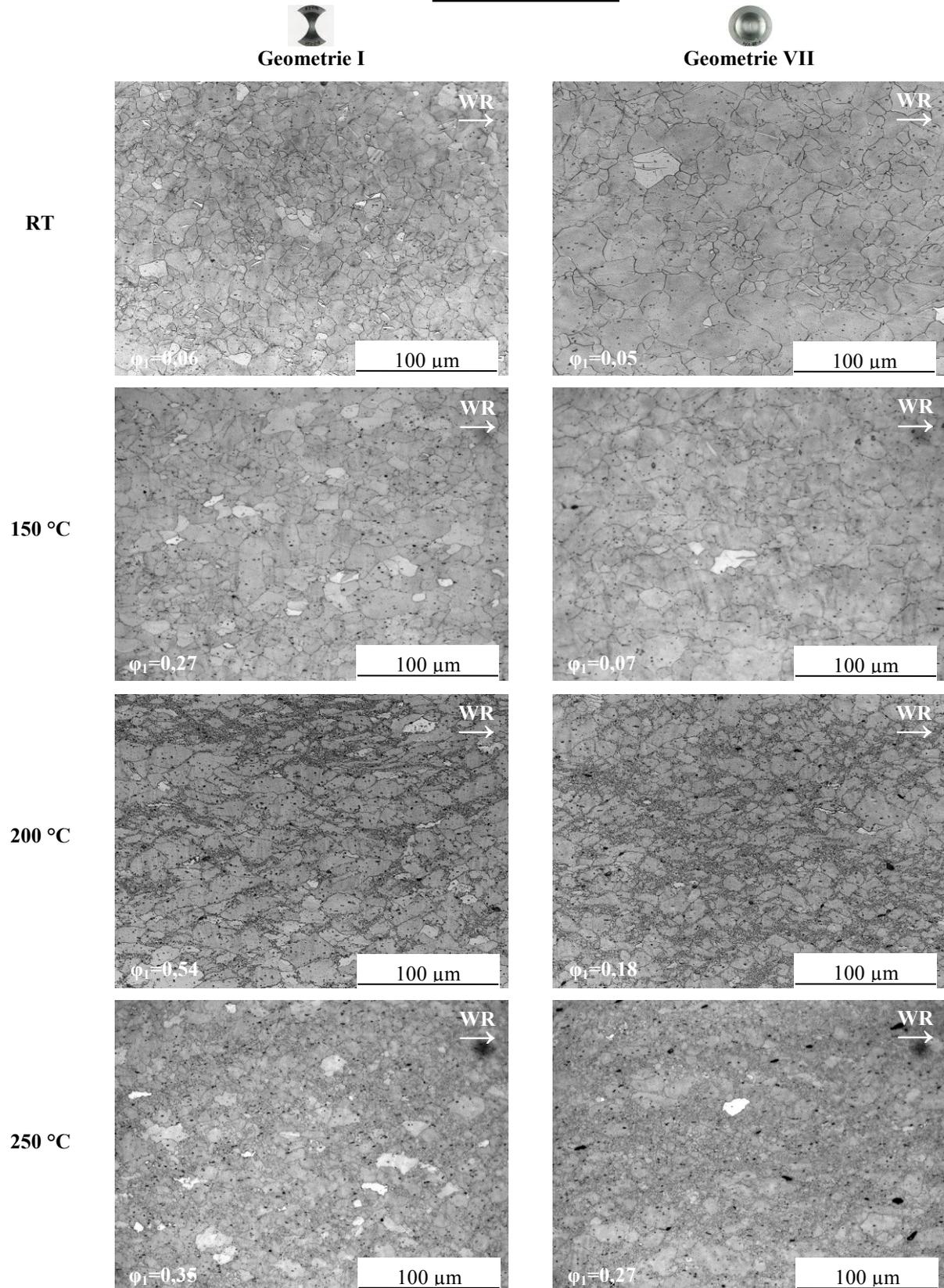


Abbildung 41: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII im Längsschliff unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 , aus Dünband gewalztes Blech AZ31, Probenentnahme 5 mm von der Risspitze

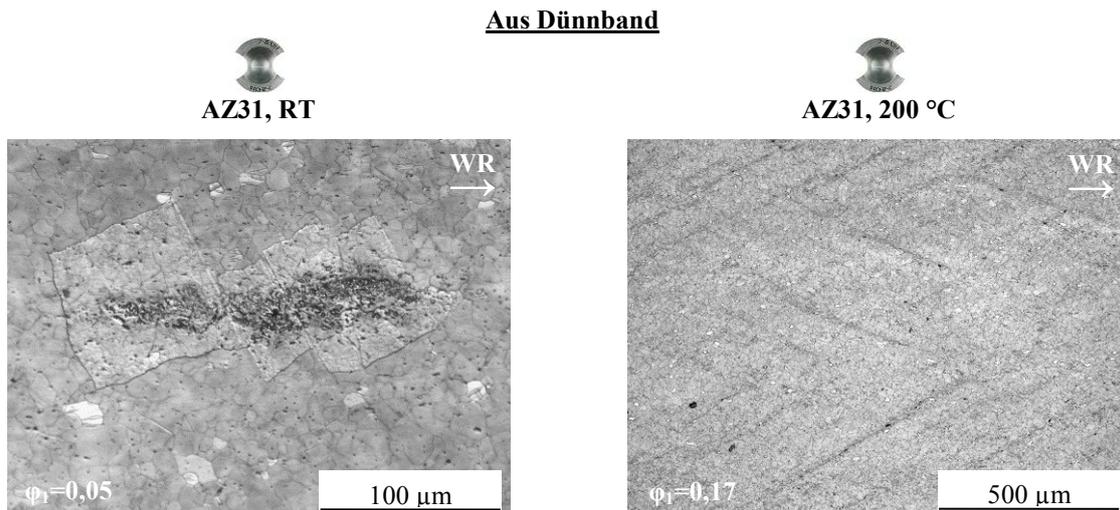


Abbildung 42: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrie V im Längsschliff unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung ϕ_1 , aus Dünmband gewalztes Blech AZ31, Versuchsdurchführung bei Raumtemperatur sowie 200 °C, Probenentnahme 5 mm von der Risspitze

Die in Abbildung 43 dargestellte Mikrostruktur des aus Dünmband gewalzten Bleches ZE10 folgt qualitativ den Tendenzen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Bei einer Umformung bei Raumtemperatur und bei 150 °C zeigt die umgeformte Mikrostruktur der taillierten Geometrie I eine deutliche Verzwilligung des Gefüges. Die Anzahl der Zwillingsgrenzen ist bei diesen Versuchstemperaturen für die Vollkreisgeometrie geringer als in der taillierten Geometrie I. Bei einer Versuchstemperatur von 150 °C lassen sich nur vereinzelte Zwillinge im umgeformten Gefüge nachweisen. Eine Prüfung bei 200 °C resultiert in der zuvor beschriebenen Duplexstruktur aus feinen, dynamisch rekristallisierten Körnern und langgestreckten, unrekristallisierten Körnern. Der rekristallisierte Gefügeanteil ist für die Vollkreisgeometrie VII höher als für die taillierte Geometrie I. Die Umformung bei 250 °C führt für beide Geometrien zu einer vollständig rekristallisierten Mikrostruktur, welche feiner als die Ausgangsmikrostruktur ist, vergleiche hierzu Abbildung 16 in Kapitel 5.1.2.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Mikrostrukturentwicklung während der Umformung für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 und die aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 sowie ZE10 grundsätzlich ähnlichen Tendenzen folgt. Es kommt bei erhöhter Versuchstemperatur zu einer deutlich ausgeprägten dynamischen Rekristallisation während die dynamische Rekristallisation im aus Bramme gewalzten Blech ZE10 stark gehemmt ist. Es bildet sich eine morphologische Textur mit Streckung der Körner entlang der Hauptformänderungsrichtung aus.

ZE10 aus Dünband

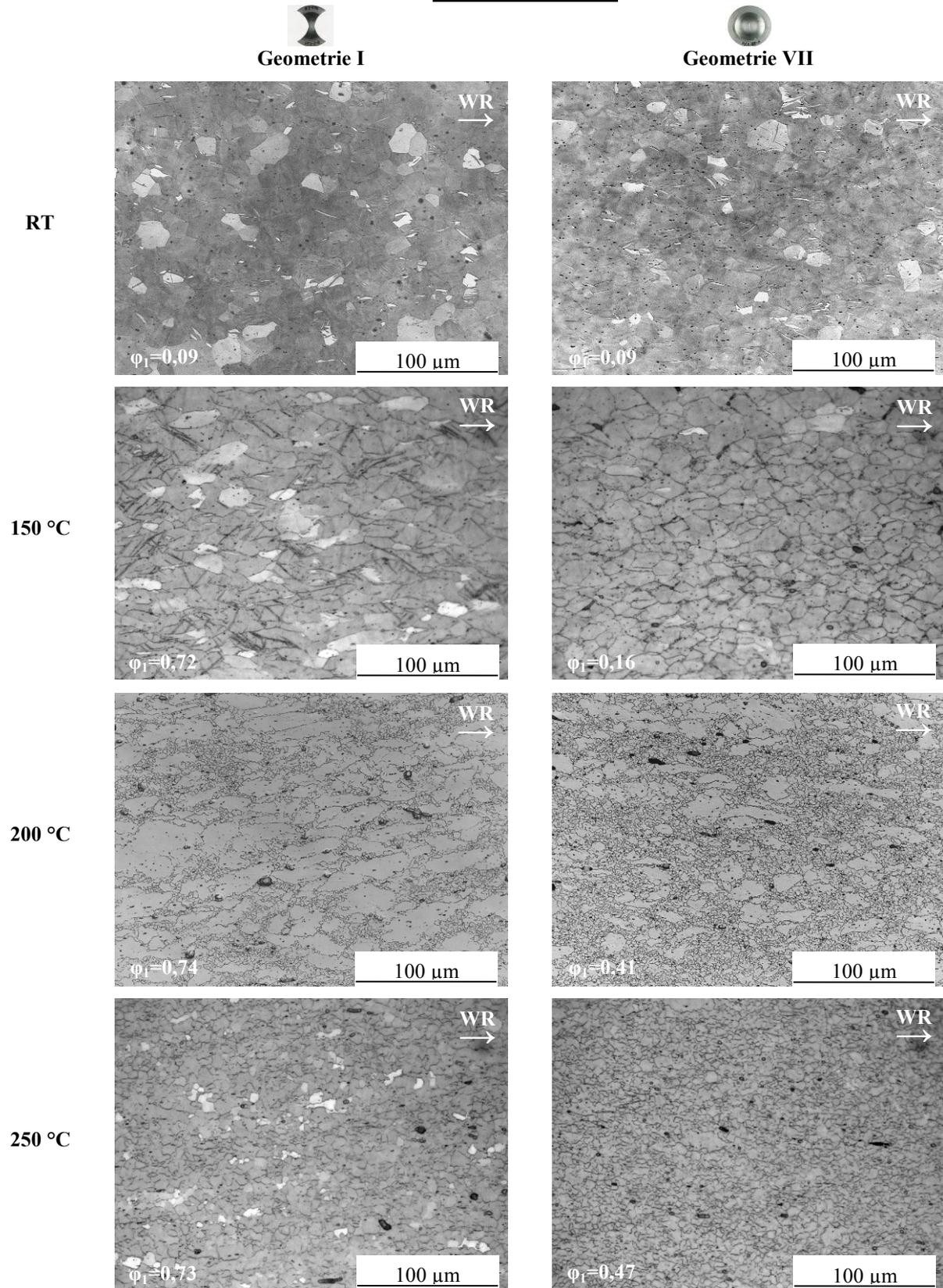


Abbildung 43: Mikrostruktur bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII im Längsschliff unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung ϕ_1 , aus Dünband gewalztes Blech ZE10, Probenentnahme 5 mm von der Risspitze

5.3.5 Kristallographische Textur nach der mehrachsigen Blechumformprüfung

Die kristallographische Textur der im Nakajimaversuch umgeformten Hašek-Proben ist mit der Rückstreuелеktronenbeugung (EBSD) gemäß Kapitel 4.2.4 ermittelt. Die Rückstreuелеktronenbeugung liefert lokale Informationen, wohingegen die Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie in Kapitel 5.1.3 globale Informationen über die Kristallorientierung bereitstellt. Die Anzahl der in die Statistik der Orientierungsverteilungsfunktion einfließenden Körner ist jedoch weit geringer als bei der Röntgendiffraktometrie. Das zur Auswertung herangezogene Messfenster von $100 \times 400 \mu\text{m}^2$ liegt hierbei in der Mittelfaser der Proben in einem Abstand von etwa 5 mm von der Rissspitze.

Abbildung 44 zeigt die über eine harmonische Reihenentwicklung rückgerechneten $\{0001\}$ -Polfiguren der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 für die umgeformten Proben der Hašek-Geometrien I und VII in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur. Eine Beschreibung der Prismenebenen erster Ordnung anhand $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren erfolgt im Anschluss. Bei einer Prüfung bei Raumtemperatur verbleiben im Falle des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 die Basalebene überwiegend in einer scharfen Basallage, parallel zur Blechebene. Diese Ausrichtung stellt sich sowohl für die taillierte Geometrie I als auch für die Vollkreisgeometrie VII ein und unterscheidet sich nicht von der Ausgangstextur. Eine Versuchstemperatur von $150 \text{ }^\circ\text{C}$ und $200 \text{ }^\circ\text{C}$ resultiert bei der taillierten Geometrie I in einer Ausschmierung des Basalpols entlang der Querrichtung, welche der Nebenformänderungsrichtung entspricht. Dieses Verhalten deckt sich mit der in Abbildung 27 in Kapitel 5.2.4 dargestellten Texturentwicklung im einachsigen Zugversuch. Bei $250 \text{ }^\circ\text{C}$ Versuchstemperatur hingegen stellt sich eine symmetrische Basaltextur ein. Auch ist die Maximalintensität mit $I_{\text{max}}=12,1 \text{ m.r.d.}$ als abgeschwächt gegenüber den niedrigeren Versuchstemperaturen anzusehen. Solch ein symmetrischer Basalpol wird für die Vollkreisgeometrie VII für alle Versuchstemperaturen gefunden. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt grundsätzlich vergleichbare Tendenzen. Hierbei nimmt die Ausschmierung des Basalpols entlang der Querrichtung des Bleches im Falle der taillierten Geometrie I deutlichere Züge an und die Maximalintensität des Basalpols steigt bis auf $I_{\text{max}}=5,8 \text{ m.r.d.}$. Die kristallographische Textur der Vollkreisgeometrie VII zeigt eine Stärkung der Basallage. Die maximale Intensität des Basalpols verdoppelt sich etwa bei Prüfung bei erhöhter Temperatur auf bis zu $I_{\text{max}}=9,6 \text{ m.r.d.}$. Es verbleibt eine schwache Ausschmierung des Basalpols entlang der Querrichtung.

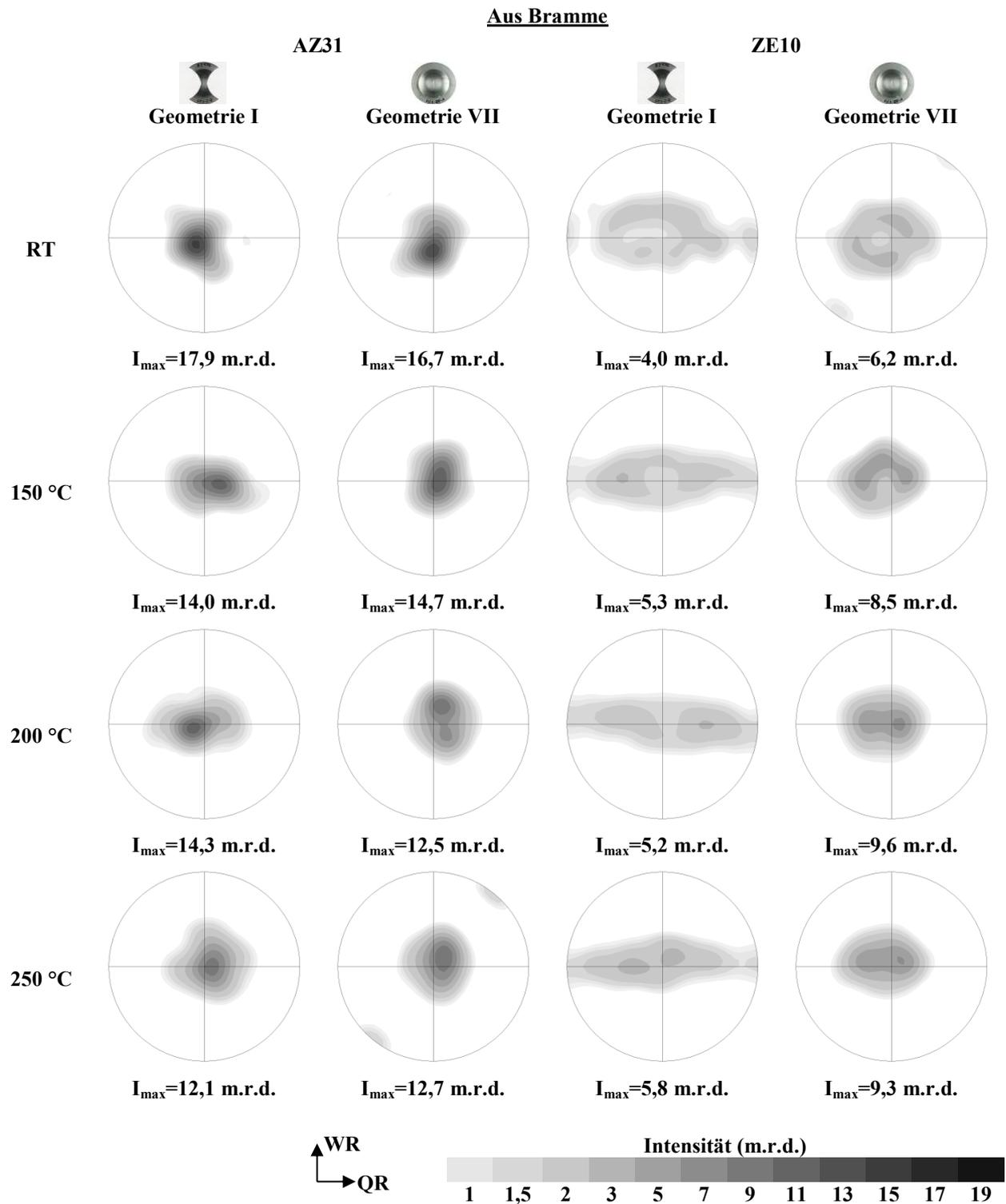


Abbildung 44: {0001} -Polfiguren bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Die entsprechenden $\{0001\}$ -Polfiguren der aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 sind in Abbildung 45 dargestellt. Die taillierte Geometrie I des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 zeigt eine mit dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 vergleichbare Texturentwicklung. Insbesondere bei einer Versuchstemperatur von 150 °C und 200 °C kommt es zu einer leichten Ausschmierung des Basalpol senkrecht zur Walzrichtung. Diese Ausschmierung ist für die Vollkreisgeometrie VII und die bei 250 °C geprüfte taillierte Probe der Geometrie I nicht zu beobachten. Der Basalpol ist nahezu symmetrisch zur Blechnormalen. Das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 zeigt für die taillierte Geometrie I ein ähnliches Verhalten. Außer bei Prüfung bei Raumtemperatur, welche in einer Textur ähnlich der Ausgangstextur mündet, kommt es zu einer deutlichen Ausschmierung des Basalpol entlang der Querrichtung. Hierbei ist zu beachten, dass diese Richtung senkrecht zur Hauptformänderungsrichtung liegt. Die Ausschmierung des Basalpol geht für die Prüfung bei 250 °C gegenüber den Temperaturen 150 °C und 200 °C zurück. Für die Vollkreisgeometrie VII stellt sich ein gegenüber den anderen untersuchten Blechen abweichendes Charakteristikum in der aus der Umformung resultierenden Textur ein. Es kommt zu einer Aufspaltung des Basalpol entlang der Walzrichtung, ein Doppelpeak ist das Ergebnis. Mit zunehmender Versuchstemperatur wird für die Vollkreisgeometrie VII die Basallage gestärkt, die Aufspaltung des Basalpol ist jedoch stets vorhanden.

Generell zeigt sich, dass die kristallographische Textur durch die Umformung mitunter deutlich verändert wird und für die taillierte Geometrie I den Tendenzen des einachsigen Zugversuches folgt. Die Ergebnisse der Vollkreisgeometrie VII stellen dar, dass die Texturentwicklung nicht nur vom Blech, sondern auch vom Dehnpfad abhängig ist.

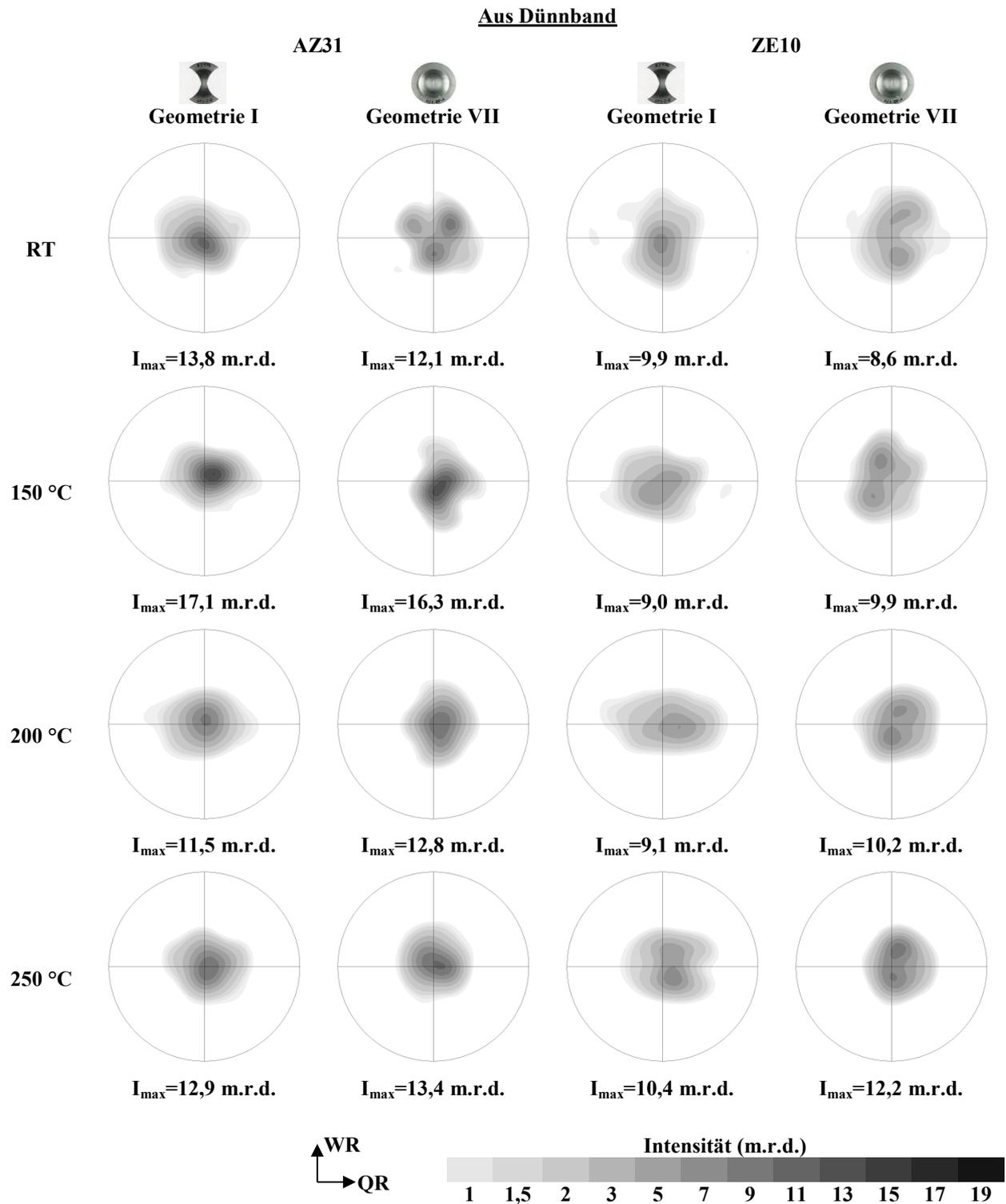


Abbildung 45: {0001} -Polfiguren bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII, aus Dünband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Neben den zuvor gezeigten $\{0001\}$ -Polfiguren offenbaren die in Abbildung 46 und 47 dargestellten $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfiguren weitere Informationen über die durch die Umformung hervorgerufene Änderung der kristallographischen Textur. Abbildung 46 zeigt die Ergebnisse für die aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Im Falle der taillierten Geometrie I prägt sich eine scharfe Prismenstruktur aus, welche sechs lokale Intensitätsmaxima bildet. Diese liegen in etwa 90° zur Blechnormalen, zwei Maxima liegen entlang der Walzrichtung. Zueinander weisen die Intensitätsmaxima eine Orientierungsbeziehung von 60° auf, was der Beziehung der Prismenebenen erster Ordnung in der hexagonal dichtest gepackten Einheitszelle entspricht. Eine Prüfung bei 150°C resultiert in der schärfsten Prismenstruktur ($I_{\max}=10,1$ m.r.d.). Ein Anheben der Versuchstemperatur auf 200°C beziehungsweise 250°C schwächt diese Prismenstruktur ab. Für die Vollkreisgeometrie VII wird die Ausprägung lokaler Intensitätsmaxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur im Ansatz beobachtet, es bildet sich keine scharfe Prismenstruktur aus. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt nur für die taillierte Geometrie I eine merklich ausgeprägte Prismenstruktur. Entlang der Walzrichtung sind für alle Versuchstemperaturen zwei Hauptmaxima auszumachen, während vier weitere Maxima schwächer ausgeprägt sind. Diese Maxima sind zudem verschmiert und liegen in etwa 70° zur Blechnormalen. Mit zunehmender Versuchstemperatur steigt die resultierende Maximalintensität der Prismenstruktur auf bis zu $I_{\max}=8,6$ m.r.d.. Für die Vollkreisgeometrie VII dieses Bleches wird keine stark ausgeprägte Prismenstruktur durch die Umformung festgestellt.

In der Abbildung 47 finden sich die entsprechenden $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren der aus Dünband gewalzten Bleche. Das aus Dünband gewalzte Blech AZ31 zeigt mit dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 vergleichbare Tendenzen in schwächerer Ausprägung. Die Bildung einer Prismenstruktur mit sechs Intensitätsmaxima findet für die taillierte Geometrie I, nicht jedoch für die Vollkreisgeometrie VII statt. Verglichen mit dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 ist die Maximalintensität der Prismenstruktur schwächer. Sie erreicht mit $I_{\max}=7,0$ m.r.d. bei einer Versuchstemperatur von 150°C ihr Maximum. Höhere Versuchstemperaturen führen zu einer abgeschwächten Prismenstruktur. Das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 verhält sich bezüglich seiner Texturveränderung durch die Umformung qualitativ wie die Bleche der Legierung AZ31. Es bildet sich eine moderat scharfe Prismenstruktur für die taillierte Geometrie I aus, welche ihre maximale Intensität $I_{\max}=7,1$ m.r.d. bei einer Versuchstemperatur von 200°C erreicht. Bei einer Versuchstemperatur von 250°C liegt für diese Geometrie nur noch eine schwach ausgeprägte Prismenstruktur vor. Für die Vollkreisgeometrie VII wird keine ausgeprägte Prismenstruktur beobachtet.

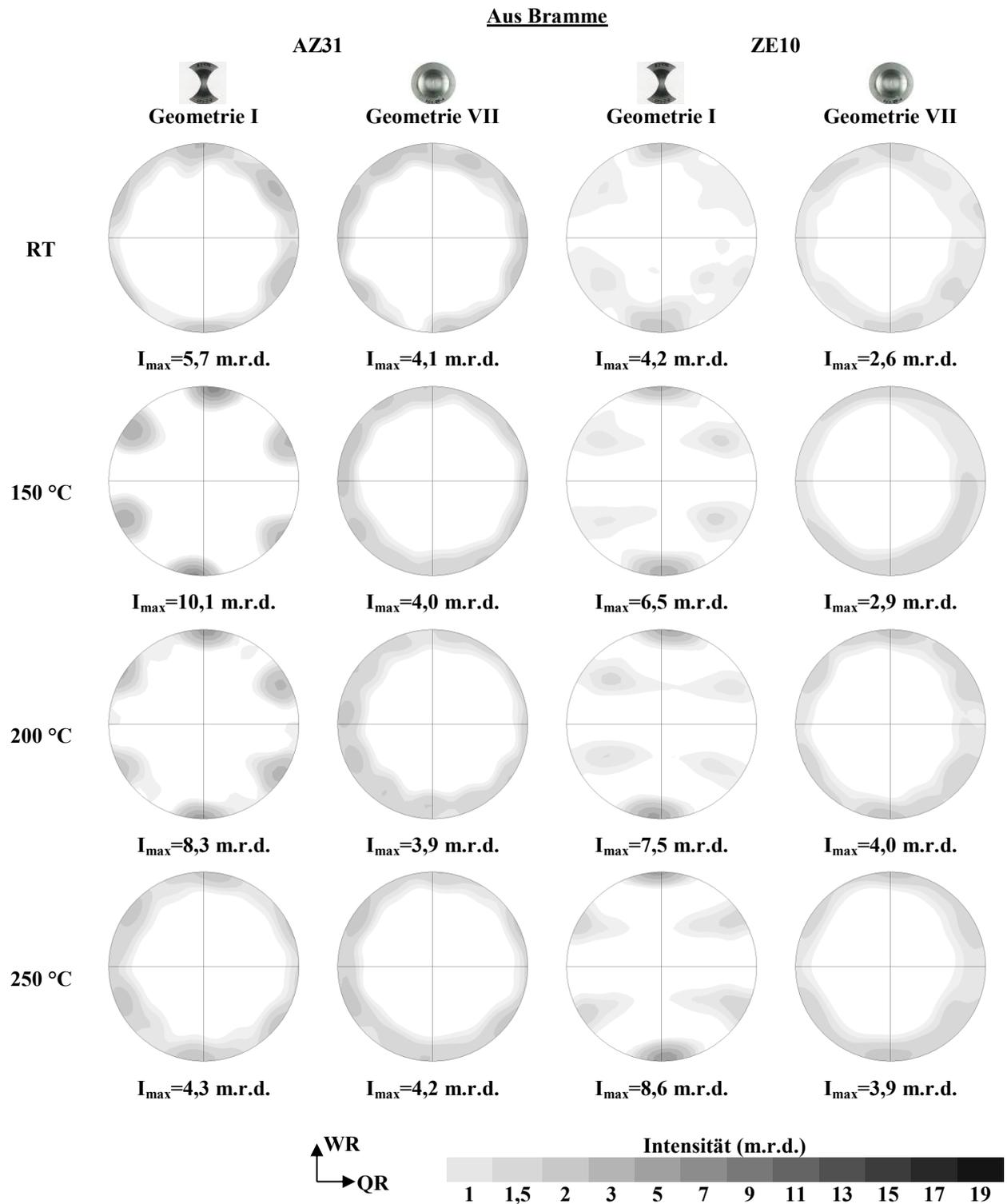


Abbildung 46: $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII, aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

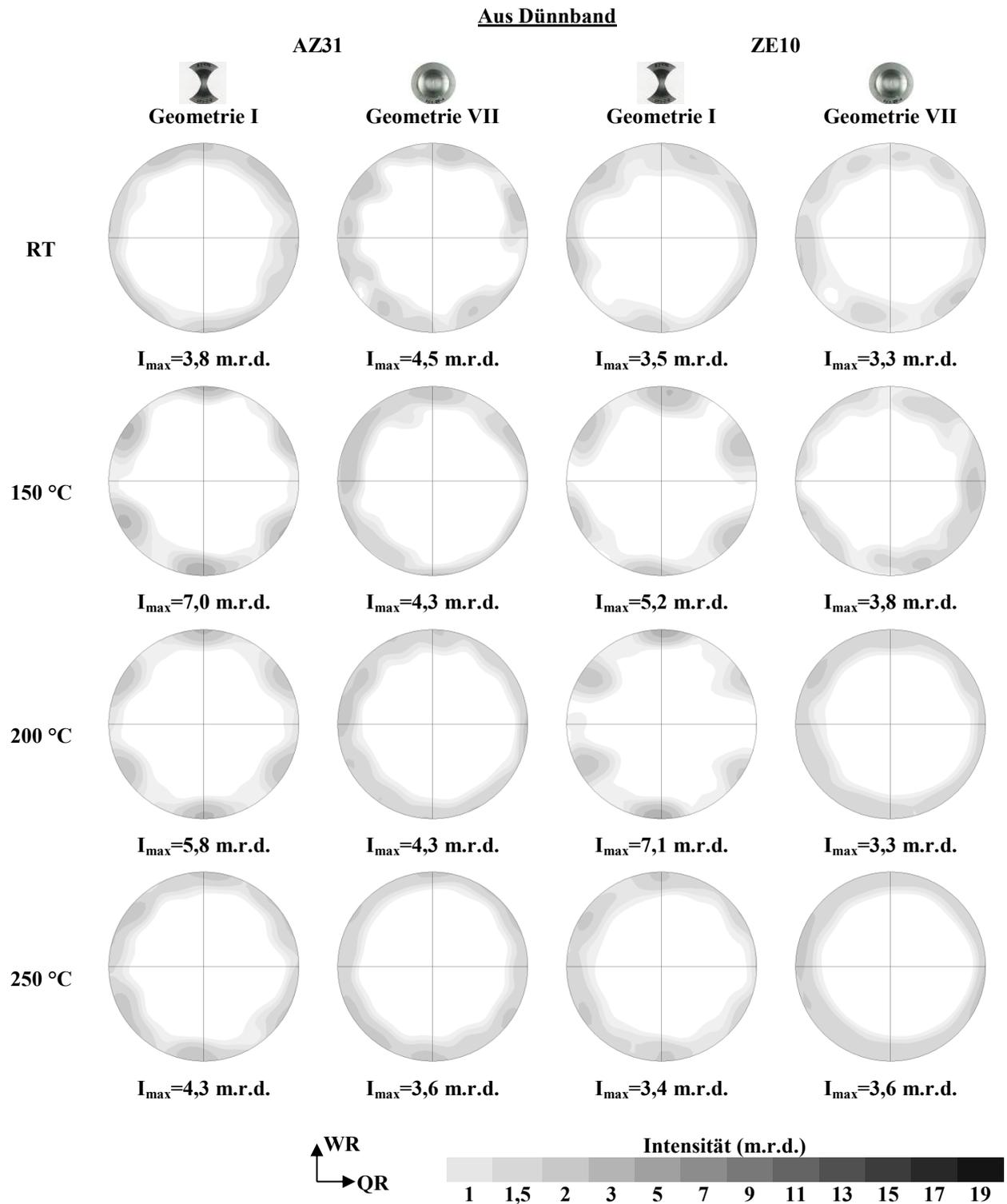


Abbildung 47: $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrien I und VII, aus Dünnsband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

5.3.6 Gefügeanalyse anhand der Kornorientierungsänderung

Abbildungen 48 und 49 zeigen die Kornorientierungsänderung (englisch: grain orientation spread, GOS) in der Mikrostruktur exemplarischer, umgeformter Proben der Hašek-Geometrien I und VII. Die Kornorientierungsänderung wird als Maß der inneren Verzerrung eines Kornes verstanden, vergleiche Kapitel 4.2.4. In Abbildung 48 sind die Ergebnisse der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 dargestellt, beispielhaft sind die bei 200 °C umgeformten Proben gezeigt. Wie in Kapitel 5.3.4 erläutert, weisen bei dieser Temperatur umgeformte Proben für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 und die aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 ein teilrekristallisiertes Gefüge auf, so dass eine Studie des Einflusses der dynamischen Rekristallisation anhand dieser Proben angebracht ist. Für jedes Korn ist die Kornorientierungsänderung gemäß der dargestellten Farbskalierung gegeben.

Für die taillierte Geometrie I des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 zeigt sich ein Gefüge, welches aus Bereichen feiner Körner und größeren Körnern besteht, vergleiche hierzu die Betrachtung der Mikrostruktur nach der mehrachsigen Blechumformprüfung in Kapitel 5.3.4. Die größeren, langgestreckten Körner weisen eine hohe Kornorientierungsänderung auf, die für einige Körner 10° übersteigt, rot dargestellt. Die feinen Körner zwischen den größeren Körnern weisen durchweg eine geringe bis sehr geringe Kornorientierungsänderung im Bereich 1° auf. Da Körner dieser Größe nicht in der Ausgangsmikrostruktur vorliegen, kann davon ausgegangen werden, dass sie durch dynamische Rekristallisation während der Umformprüfung entstanden sind. Es liegt somit nahe, dass Körner geringer Kornorientierungsänderung als das Ergebnis eines dynamischen Rekristallisationsprozesses angesehen werden können. Zur Selektion dieser Kornfraktion wird der Schwellenwert Kornorientierungsänderung kleiner 1° angewandt [BOH15]. Stark verzerrte, unrekristallisierte Gefügebestandteile werden durch den Schwellenwert Kornorientierungsänderung größer 5° selektiert. Die Vollkreisgeometrie VII zeigt für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zunächst eine ähnliche Mikrostruktur, welche aus kleinen, gering verzerrten Körnern und größeren, verzerrten Körnern gebildet wird. Der Flächenanteil der kleinen, gering verzerrten Körner ist mit 17 % höher als für die taillierte Geometrie I (13 %). Eine eingehende, quantitative Betrachtung des Flächenanteils dynamisch rekristallisierter Körner erfolgt im Anschluss.

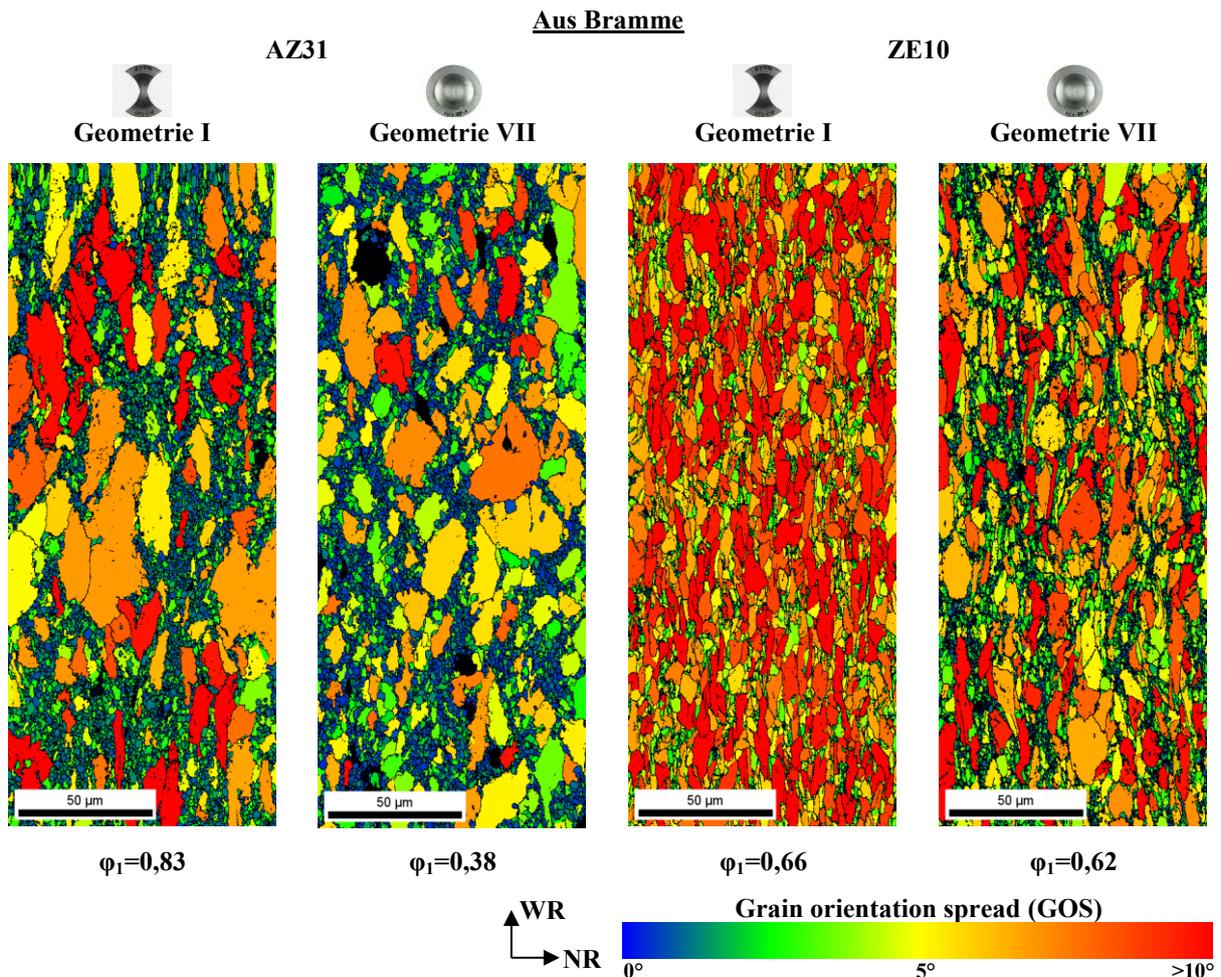


Abbildung 48: Kornorientierungsänderung (grain orientation spread, GOS), aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10 unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 , Hašek-Geometrie I und VII, Versuchstemperatur 200 °C

Das Gefüge der taillierten Geometrie I des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 zeigt eine Mikrostruktur aus langgestreckten Körnern mit hoher Kornorientierungsänderung. Ein großer Gefügebestandteil wird hierbei von Körnern gebildet, die eine Kornorientierungsänderung von über 10° aufweisen. Es werden nur wenige Körner kleiner Größe und geringer Kornorientierungsänderung beobachtet. Im Gefüge der Vollkreisgeometrie VII sind solche Körner häufiger anzutreffen. Es liegen Bereiche feiner, gering verzerrter Körner zwischen größeren, verzerrten Körnern vor. Verglichen mit dem Gefüge des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 sind diese Bereiche kleiner und enthalten weniger Körner.

Abbildung 49 zeigt die Darstellung der Kornorientierungsänderung in exemplarischen Proben der aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10, welche bei 200 °C umgeformt sind. Die taillierte Geometrie I des aus Dünband gewalzten Bleches AZ31 zeigt eine Mikrostruktur, die ähnlich dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 aus kleinen, gering verzerrten Körnern und langgestreckten Körnern mit höherer Kornorientierungsänderung besteht. Gegenüber dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 erscheinen diese langgestreckten

Körner im Mittel von geringerer Kornorientierungsänderung und Streckung. Die Mikrostruktur der Vollkreisgeometrie VII hat einen geringeren Anteil feiner, gering verzerrten Körnern. Augenscheinlich sind auch die nicht rekristallisierten, verformten Körner vergleichsweise wenig gestreckt.

Die Mikrostruktur der taillierte Geometrie I des aus Dünnsband gewalzten Bleches ZE10 besteht aus kleinen, gering verzerrten Körnern, die langgestreckte, stark verzerrte Körner umhüllen. Qualitativ ähnelt diese Mikrostruktur dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31. Die Streckung der unrekristallisierten Körner ist noch stärker ausgeprägt. Die Vollkreisgeometrie VII wird zu einem signifikanten Anteil aus kleinen, gering verzerrten Körnern gebildet, was eine Analogie zum aus Bramme gewalzten Blech AZ31 darstellt.

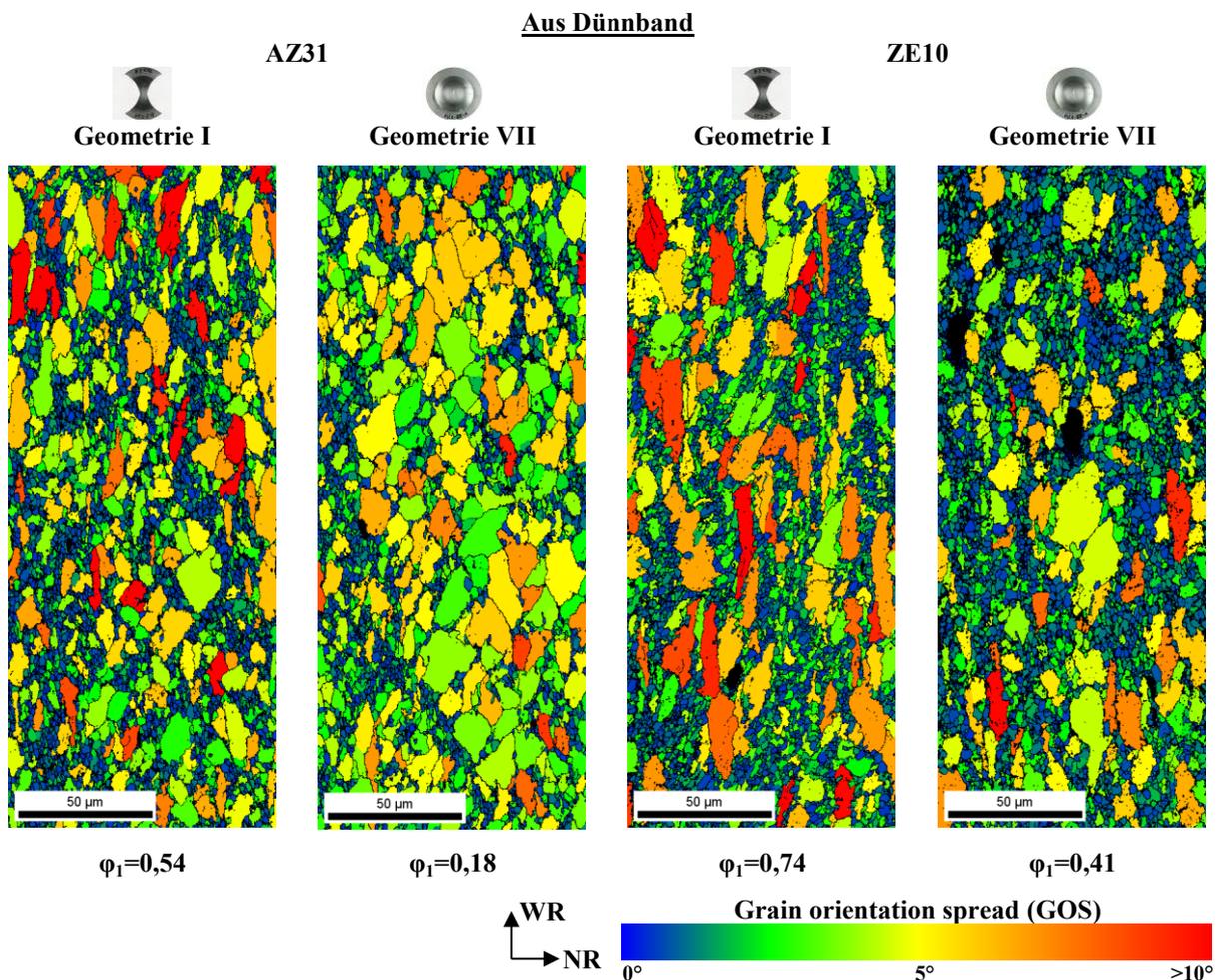


Abbildung 49: Kornorientierungsänderung (grain orientation spread, GOS), aus Dünnsband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10, unter Angabe der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 , Hašek-Geometrie I und VII, Versuchstemperatur 200 °C

Die Betrachtung des Gefügeanteils mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur kann Abbildung 50 entnommen werden. Da eine dynamische Rekristallisation bei Raumtemperatur unwahrscheinlich ist, sind nur die

Versuchstemperaturen 150 °C, 200 °C und 250 °C dargestellt, bei denen es wie in Kapitel 5.3.4 anhand der Mikrostruktur gezeigt, zu einer dynamischen Rekristallisation während der mehrachsigen Blechumformprüfung gekommen ist. Für die aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 ist der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° bei einer Versuchstemperatur von 150 °C sowohl für die taillierte Geometrie I als auch die Vollkreisgeometrie VII mit weniger als 5 % gering. Bei einer Versuchstemperatur von 200 °C hingegen steigt der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 deutlich an. Für die taillierte Geometrie I werden 13 % und für die Vollkreisgeometrie VII mit weniger als 5 % gering. Bei einer Versuchstemperatur von 250 °C hingegen steigt der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 auf bis zu 25 % für die Vollkreisgeometrie VII an. Es ist auffällig, dass der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° für die Vollkreisgeometrie VII bei den aus Bramme gewalzten Blechen AZ31 und ZE10 stets höher liegt als für die taillierte Geometrie I.

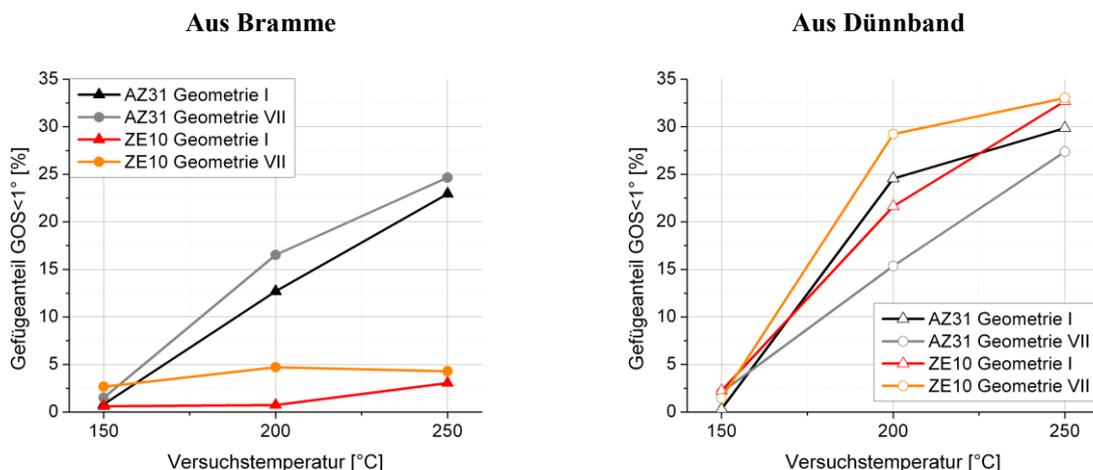


Abbildung 50: Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung (grain orientation spread, GOS) kleiner 1° in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur, aus Bramme und aus Dünmband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Diese Tendenz bestätigt sich nur zum Teil für die aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Bei 150 °C Versuchstemperatur weisen auch die aus Dünmband gewalzten Bleche einen Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° von weniger als 5 % auf. Dieser Gefügeanteil steigt bei einer Versuchstemperatur von 200 °C merklich an. Hierbei liegt der als dynamisch rekristallisiert angenommene Gefügeanteil mit 29 % am höchsten für die Vollkreisgeometrie VII des aus Dünmband gewalzten Bleches ZE10. Der als dynamisch rekristallisiert angenommene Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° fällt für die taillierte Geometrie I im Falle des aus Dünmband gewalzten Bleches ZE10 niedriger aus.

Das aus Dünnband gewalzte Blech AZ31 zeigt eine inverse Tendenz. Der als dynamisch rekristallisiert angenommene Gefügeanteil liegt sowohl für die Versuchstemperatur 200 °C als auch 250 °C höher für die taillierte Geometrie I als für die Vollkreisgeometrie VII. Das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 hat bei 250 °C einen vergleichbaren als dynamisch rekristallisiert angenommenen Gefügeanteil von 33 % für die taillierte Geometrie I und die Vollkreisgeometrie VII.

Abbildung 51 zeigt die $\{0001\}$ - und $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren der Gefügeanteile mit Kornorientierungsänderung (GOS) kleiner 1° und größer 5° für die taillierte Geometrie I der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Es sind die Ergebnisse der Versuchstemperatur 200 °C gezeigt. Im aus Bramme gewalzten Blech AZ31 haben die als dynamisch rekristallisiert angenommenen Körner eine klare Vorzugsorientierung ihrer Basalebenen parallel zur Blechebene. Die maximale Intensität der $\{0001\}$ -Polfigur ist mit $I_{\max}=8,6$ m.r.d. als moderat anzusehen. In der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur lässt sich keine Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung erkennen. Die verformten Körner mit einer Kornorientierungsänderung größer 5° weisen eine sehr scharfe kristallographische Textur auf, in der die $\{0001\}$ -Ebenen ein ausgeprägtes Maximum mit einer Intensität von $I_{\max}=20,4$ m.r.d. parallel zur Blechebene zeigen. Der Basalpol ist zudem leicht in die Querrichtung ausgeschmiert. Die $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur beschreibt mit einer Maximalintensität $I_{\max}=12,9$ m.r.d. eine ebenfalls klare Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung entlang der Walzrichtung, wie in Kapitel 5.3.5 für die globale kristallographische Textur beschrieben. Für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 gilt, dass der als dynamisch rekristallisiert angenommene Gefügeanteil weiterhin eine abgeschwächte Basallage zeigt und keine ausgeprägte Vorzugsorientierung der Prismenebenen in der Blechebene vorliegt. Verformte Körner hingegen sind durch eine weitere Stärkung der Basallage und die Ausbildung einer deutlichen Prismenstruktur, in der die $\{10\bar{1}0\}$ -Pole meist parallel zur Walzrichtung orientiert sind, gekennzeichnet.

Der geringe, als dynamisch rekristallisiert angenommene Gefügeanteil des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 zeigt einen breit ausgeschmierten Basalpol, der sein Intensitätsmaximum mit $I_{\max}=4,0$ m.r.d. parallel zur Blechnormalen hat. In der Ausgangstextur, wie in Abbildung 17, Kapitel 5.1.3 dargestellt, ist in dieser Lage ein lokales Intensitätsminimum zu finden. Die $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur weist eine schwach ausgeprägte Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung auf, ein Intensitätsmaximum ist entlang der Walzrichtung erkennbar. Die verzerrten Körner mit hoher Kornorientierungsänderung bilden den aus der Ausgangstextur bekannten Doppelpeak in der

{0001}-Polfigur, welcher zur Querrichtung hin gegenüber der Blechnormalen ausgelenkt ist. Die $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur zeigt die Ausbildung von sechs lokalen Maxima, die zum Teil zur Blechnormalen hin eingerückt sind, was aus der Verkipfung der Basalebenen entlang der Querrichtung folgt. Die Prismenstruktur ist mit einer Maximalintensität $I_{\max}=8,0$ m.r.d. als moderat scharf anzusehen.

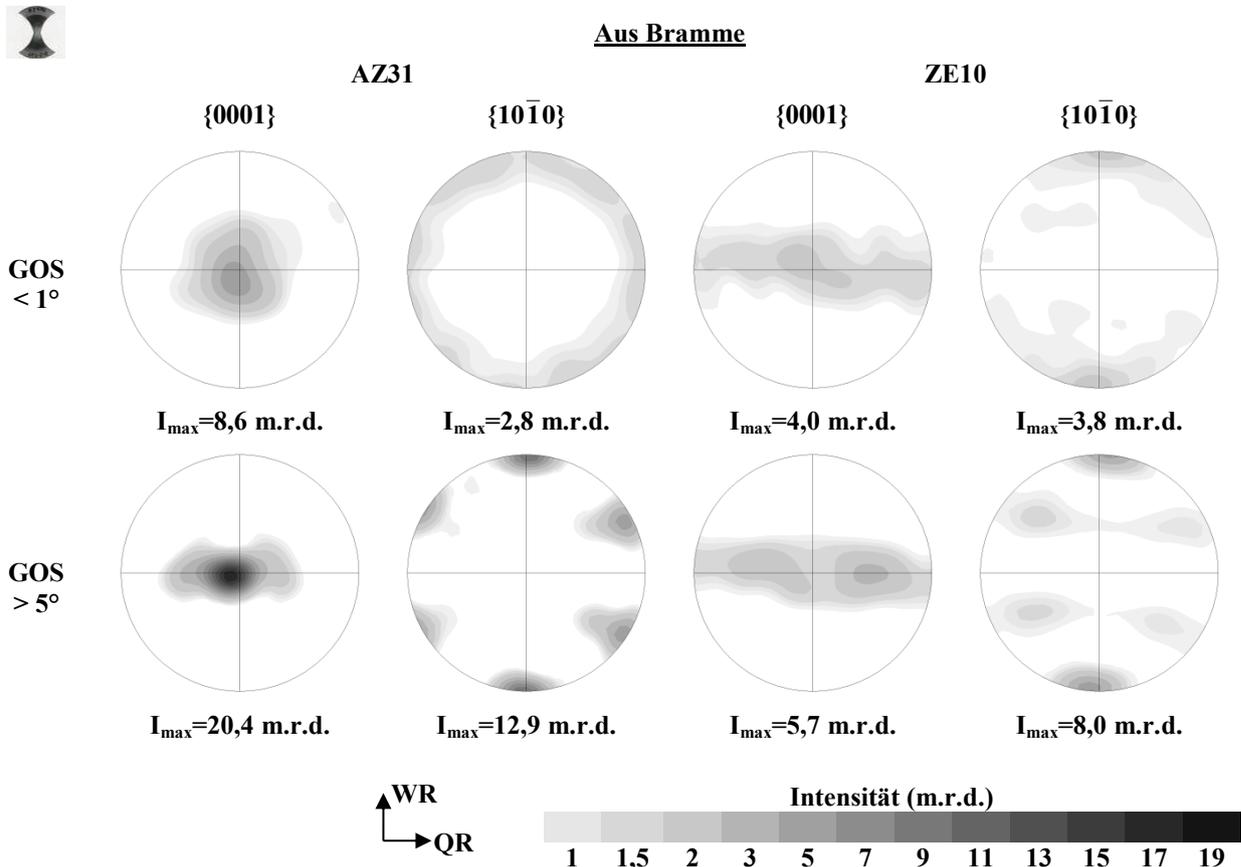


Abbildung 51: {0001} und $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren der Gefügeanteile mit Kornorientierungsänderung (GOS) kleiner 1° und größer 5° bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrie I, Versuchstemperatur 200°C , aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Eine analoge Betrachtung der umgeformten Vollkreisgeometrie VII der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 erfolgt in Abbildung 52. Die {0001}-Polfigur des Gefügeanteils mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° des Bleches AZ31 weist einen symmetrischen Basalpol auf, dessen Intensitätsmaximum von $I_{\max}=7,9$ m.r.d. leicht gegenüber der Blechnormalen ausgelenkt ist. Hierbei ist zu beachten, dass die Probenentnahme nahe dem Rissentstehungsort erfolgte, welcher nicht immer exakt mit der Domkuppe der umgeformten Proben zusammenfiel und somit eine rein geometrische Auslenkung des Orientierungssystems nicht ausgeschlossen werden kann. In der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur liegt eine homogene Verteilung der Prismenebenen erster Ordnung um die Blechebenennormale vor. Die verzerrten, unrekristallisierten Körner mit einer Kornorientierungsänderung größer 5° zeigen ebenfalls keine besonders ausgeprägte Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster

Ordnung. Allerdings ist die Prismenstruktur mit $I_{\max}=5,3$ m.r.d. stärker ausgeprägt als für die als dynamisch rekristallisiert angenommenen Körner. In der $\{0001\}$ -Polfigur ist eine strenge Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene mit einer Maximalintensität $I_{\max}=18,2$ m.r.d. vorhanden.

Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt in der $\{0001\}$ -Polfigur der Vollkreisgeometrie VII für den Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° einen ausgeschmierten Basalpol sowie zwei Nebenmaxima in 90° zur Blechnormalen und in etwa 45° zur Walzrichtung. Die weist auf eine Scherverformung der Komponente hin. Es ist zu beachten, dass der untersuchte Gefügeanteil mit einer Kornorientierungsänderung kleiner 1° lediglich 4,7 % des Gefüges ausmacht. In der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur sind sechs lokale Intensitätsmaxima im Abstand von 60° mit einer Maximalintensität $I_{\max}=3,8$ m.r.d. auszumachen. Im Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung größer 5° ist eine deutliche Vorzugsorientierung der Basalebene parallel zur Blechebene vorhanden. Die Maximalintensität der $\{0001\}$ -Polfigur beträgt $I_{\max}=11,2$ m.r.d.. Die erneut gefundenen sechs lokalen Intensitätsmaxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur sind schwach ausgeprägt.

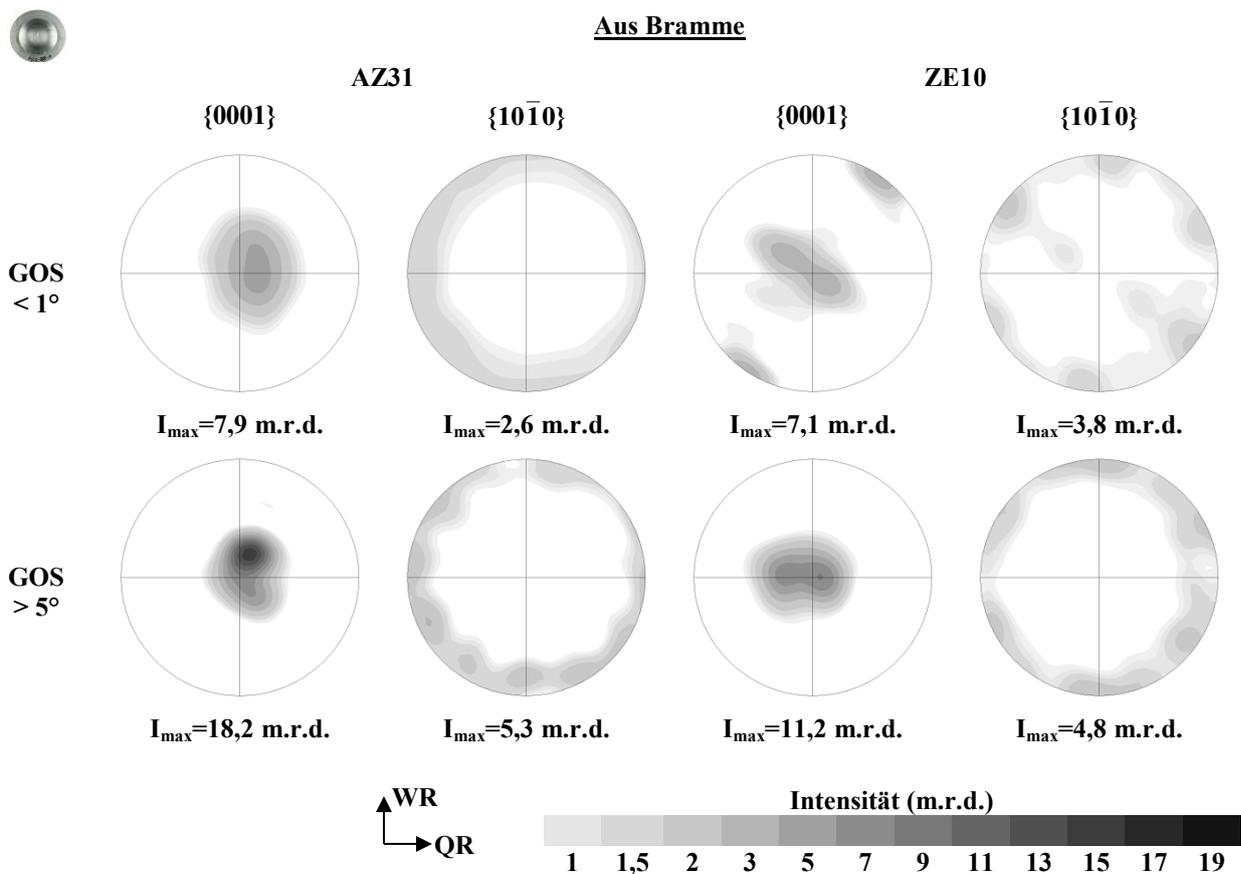


Abbildung 52: $\{0001\}$ und $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren der Gefügeanteile mit Kornorientierungsänderung (GOS) kleiner 1° und größer 5° bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrie VII, Versuchstemperatur 200°C , aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Im Folgenden sind die Gefügeanteile mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° und größer 5° anhand der $\{0001\}$ - und $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren in Abbildung 53 und 54 für die aus Dünnsband gewalzten Bleche charakterisiert. Auch in dieser exemplarischen Zusammenstellung beträgt die Versuchstemperatur 200°C und es sind die taillierte Geometrie I und die Vollkreisgeometrie VII dargestellt. Für die taillierte Geometrie I des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 zeigt sich eine Ausprägung der kristallographischen Textur, die mit der des aus Bramme gewalzten Bleches vergleichbar ist. Der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° ist geprägt von einer mit $I_{\max}=7,7$ m.r.d. abgeschwächten aber dennoch distinkten Vorzugsorientierung der Basalebenen parallel zur Blechebene. In der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur liegt keine besondere Vorzugsorientierung der Prismenebenen erster Ordnung vor. Der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung größer 5° hingegen zeigt einen zur Querrichtung hin ausgeschmierten Basalpol und die Ausbildung von sechs lokalen Intensitätsmaxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur, welche eine Maximalintensität $I_{\max}=7,8$ m.r.d. aufweist.

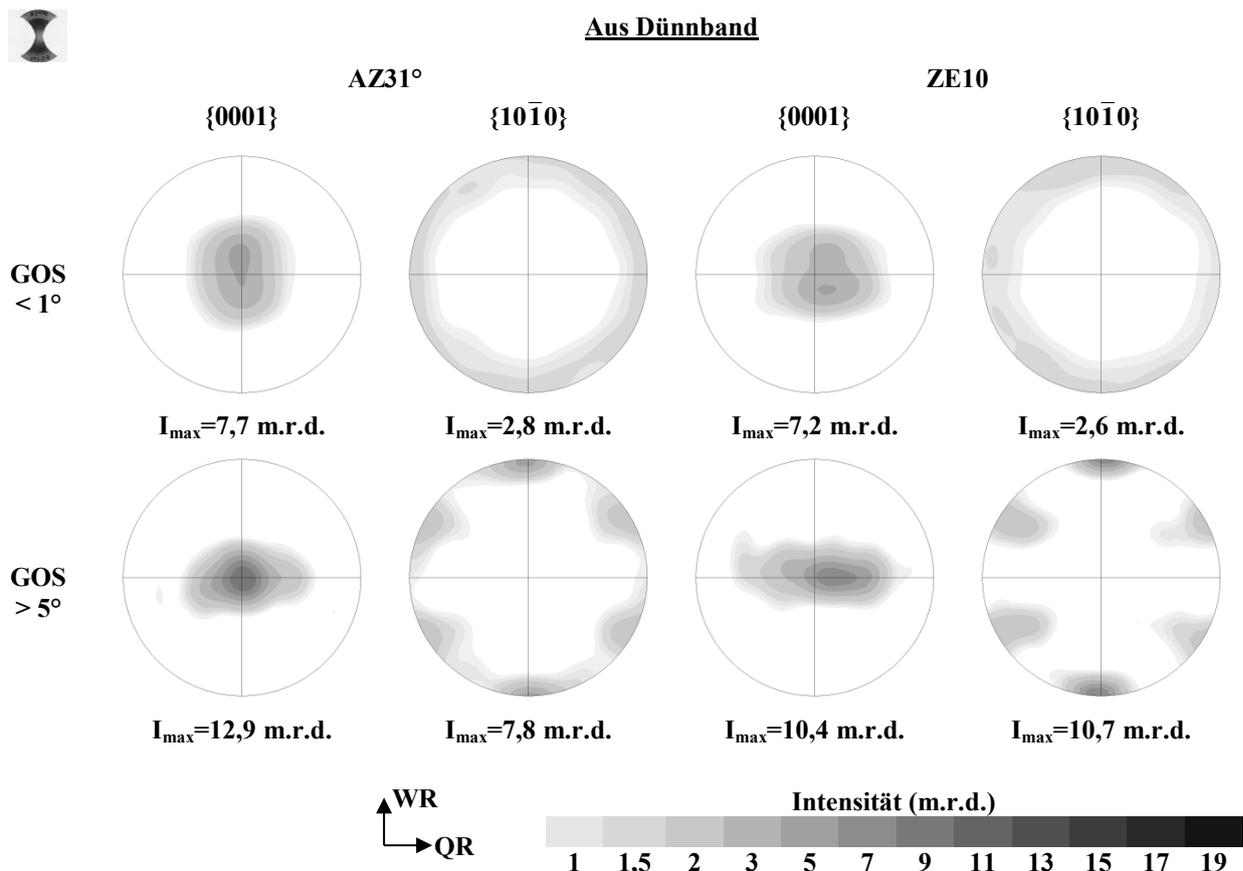


Abbildung 53: $\{0001\}$ und $\{10\bar{1}0\}$ -Polfiguren der Gefügeanteile mit Kornorientierungsänderung (GOS) kleiner 1° und größer 5° bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrie I, Versuchstemperatur 200°C , aus Dünnsband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Identische Tendenzen sind in dem aus Dünnsband gewalzten Blech ZE10 in der taillierten Geometrie I zu finden. Der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° verfügt

über einen abgeschwächten Basalpol und eine schwache Prismen­textur. Der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung größer 5° hingegen hat einen deutlich in Querrichtung aus­geschmierten Basalpol mit einer Maximalintensität $I_{\max}=10,4$ m.r.d.. Es bildet sich eine deutlichen Prismen­textur mit sechs lokalen Maxima aus, wobei das Maximum entlang der Walzrichtung mit $I_{\max}=10,7$ m.r.d. eine hohe Intensität aufweist.

In Abbildung 54 sind die entsprechenden Ergebnisse für die Vollkreis­geometrie VII dargestellt. Die Ergebnisse des aus Dün­nband gewalzten Bleches AZ31 decken sich qualitativ mit denen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° zeigt eine klare Vorzugsorientierung der Basalebene parallel zur Blechebene und keine ausgeprägte Prismen­textur. Im Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung größer 5° liegt eine höhere Maximalintensität des Basal­pols mit $I_{\max}=15,5$ m.r.d. vor. Die Prismen­textur ist für diesen Gefügeanteil schärfer ausgeprägt als für den Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° .

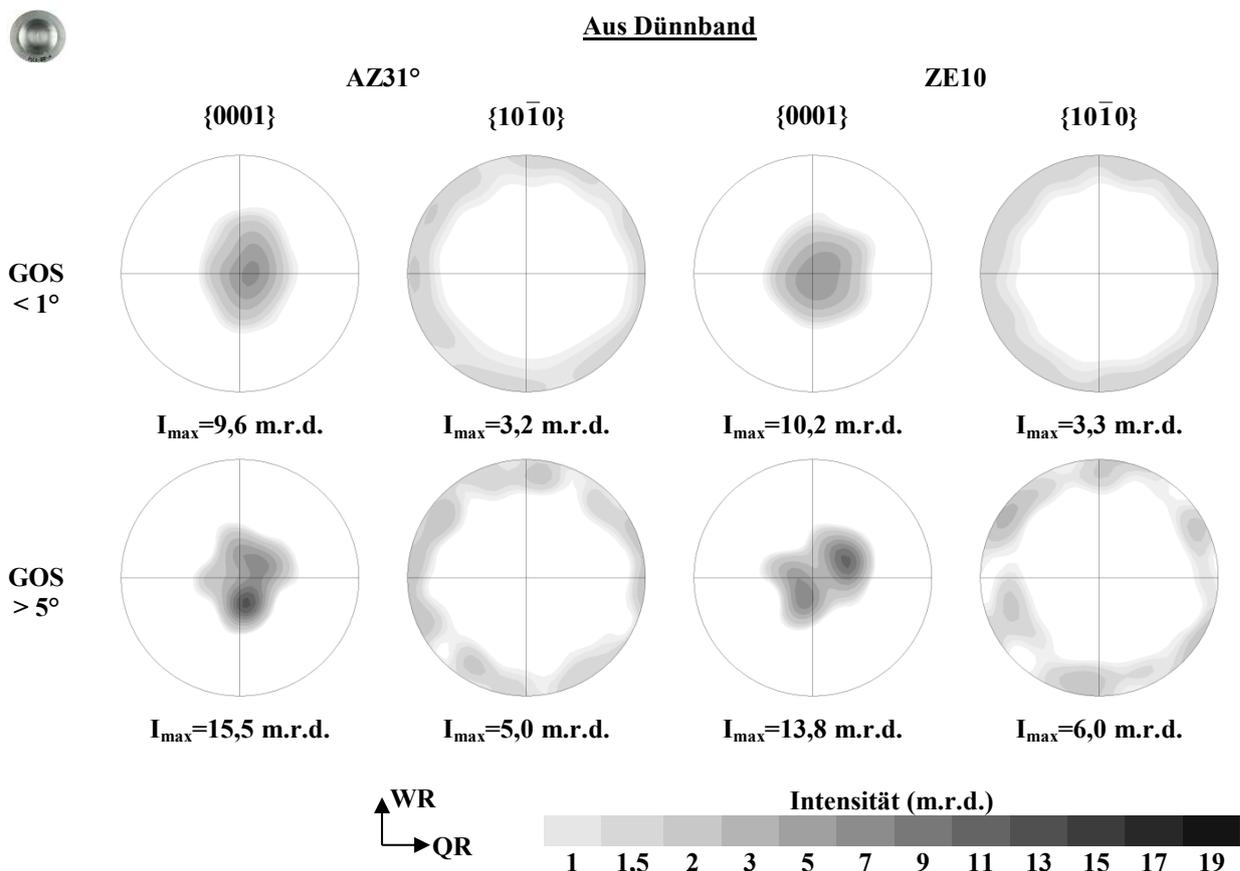


Abbildung 54: {0001} und {10 $\bar{1}$ 0}-Polfiguren der Gefügeanteile mit Kornorientierungsänderung (GOS) kleiner 1° und größer 5° bis zum Bruch verformter Hašek-Proben der Geometrie VII, Versuchstemperatur 200°C , aus Dün­nband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Auch das aus Dün­nband gewalzte Blech ZE10 zeigt für die Vollkreis­geometrie VII die für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 gefundenen Tendenzen. Es entspricht in der Entwicklung

der kristallographischen Textur nicht dem Verhalten des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. Der Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° hat einen annähernd symmetrischen Basalpol und die $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur weist keine Vorzugsorientierung auf. Im Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung größer 5° wird ein Basalpol gefunden, der in zwei Hauptmaxima aufgespalten ist, welche gegenüber der Blechnormalen ausgelenkt sind. Die Maximalintensität beträgt $I_{\max}=13,8$ m.r.d.. In der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur sind sechs lokale Maxima auszumachen, welche in einer Maximalintensität von $I_{\max}=6,0$ m.r.d. resultieren.

Es kann somit festgehalten werden, dass für die untersuchten Bleche die Ausbildung der sechs lokalen Maxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur auf eine Texturaufschärfung im Gefügeanteil mit Kornorientierungsänderung größer 5° zurückzuführen ist. Ebenso ist eine Texturaufschärfung in diesem Gefügeanteil in der $\{0001\}$ -Polfigur für alle untersuchten Bleche zu verzeichnen.

5.4 Zusammenfassung der Ergebnisse

Charakterisierung des Ausgangsmaterials

Die untersuchten Bleche entsprechen den nominalen Zusammensetzungen der Legierungen AZ31 und ZE10 nach ASTM B90M [AST13b]. Sie weisen eine von der Korngröße und Morphologie her vergleichbare Mikrostruktur auf. Die kristallographische Textur hingegen offenbart deutliche Unterschiede. Für die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 wird eine für Magnesiumbleche typische, scharfe kristallographische Textur mit ausgeprägter Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene gefunden. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 weist eine abgeschwächte kristallographische Textur auf, welche durch einen zur Querrichtung ausgeschmierten Basalpol gekennzeichnet ist. Es liegen zwei in etwa 35° entlang der Querrichtung ausgelenkte Intensitätsmaxima vor.

Einachsiger Zugversuch

Die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Bleche sind bei Raumtemperatur anisotrop. Insbesondere die Streckgrenze unterliegt einer deutlichen Richtungsabhängigkeit. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt hierbei mit der niedrigeren Streckgrenze aber höchsten Bruchdehnung aller untersuchten Bleche entlang der Querrichtung umgekehrte Tendenzen zu den Blechen der Legierung AZ31 und dem aus Dünnband gewalzten Blech ZE10. Eine Versuchsdurchführung bei erhöhter Temperatur geht für alle Bleche mit einer Festigkeitsabnahme bei erhöhter Bruchdehnung einher. Eine Erhöhung der Dehnrates hat ähnliche Auswirkungen auf die Ergebnisse des Warmzugversuches wie eine Absenkung der Versuchstemperatur.

Die Mikrostruktur der Bleche nach dem Warmzugversuch weist für die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 eine teilrekristallisierte Mikrostruktur auf, wobei der Grad der Rekristallisation mit der Versuchstemperatur ansteigt. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt hingegen eine deutliche morphologische Textur mit langgestreckten, unrekristallisierten Körnern.

Für die kristallographische Textur gilt für alle Bleche, dass die Warmumformung in einer Ausschmierung des Basalpoles in der (0002)-Basalpolfiguren senkrecht zur Lasteinleitungsrichtung resultiert. Es kommt weiterhin zur Ausbildung von sechs lokalen Maxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpolfigur. Deren Maximalintensität ist am höchsten bei einer Versuchstemperatur von 150 °C.

Mehrachsige Blechumformprüfung

Bereits der mit $IE=6,8$ vergleichsweise hohe Erichsenindex des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 weist auf ein erhöhtes Umformvermögen hin. Die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 verfügen bei Raumtemperatur über ein eingeschränktes Umformvermögen. Eine Temperaturerhöhung führt bei allen Blechen zu einer generellen Erhöhung des Umformvermögens, charakterisiert durch höhere erreichbare Stempelwege im Nakajimaversuch und umfassend dargestellt in den Grenzformänderungskurven. Das Streckziehvermögen der Bleche der Legierung AZ31 und des aus Dünnband gewalzten Bleches ZE10 steigt beim Wechsel der Versuchstemperatur von 150 °C zu 200 °C stark an. Für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 erreicht es bereits bei 150 °C mit $\varphi_1=0,6$ einen hohen Wert. Das Tiefziehvermögen unter negativer Nebenformänderung φ_2 zeigt für die Bleche der Legierung AZ31 eine komplexe Abhängigkeit von der Versuchstemperatur mit einem Maximum bei 200 °C. Die Umformbarkeit im ebenen Verzerrungszustand (FLC_0) ist für die Bleche der Legierung ZE10 stets höher als für die Bleche der Legierung AZ31.

Die Mikrostruktur nach der Umformung ähnelt der Mikrostruktur nach dem einachsigen Zugversuch. Während bei Raumtemperatur das Gefüge von Zwillingen dominiert wird, stellt sich für die Bleche der Legierung AZ31 und für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 bei erhöhter Versuchstemperatur ein teilrekristallisiertes Gefüge ein. Hierbei korreliert der Anteil des rekristallisierten Gefüges mit der Versuchstemperatur. Streckgezogene Proben zeigen einen höheren Rekristallisationsgrad als Proben im Tiefziehfall. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 weist einen geringen Rekristallisationsgrad auf und die morphologische Textur ist durch langgestreckte Körner geprägt.

Die kristallographische Textur nach der Umformung im Tiefziehfall folgt mit der Ausprägung von sechs lokalen Maxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur und einer Ausschmierung des Basalpol senkrecht zur Hauptformänderungsrichtung den Tendenzen des einachsigen Zugversuches. Anhand der Analyse der Kornorientierungsänderung (GOS) zeigt sich, dass diese Ausschmierung und Bildung lokaler Maxima in der stark verzerrten, unrekristallisierten Gefügefraktion stattfindet. Der Streckziehfall resultiert in einem symmetrischen Basalpol und keiner Ausbildung lokaler Maxima in der $\{10\bar{1}0\}$ -Polfigur.

6 Diskussion

6.1 Ausgangsmaterial

Die gezeigten Ergebnisse stellen unter Beweis, dass die Umformigenschaften der untersuchten Magnesiumbleche sich nicht nur quantitativ, sondern auch qualitativ unterscheiden. Hierbei spielt das Ausgangsmaterial des Walzprozesses eine deutliche Rolle. In dieser Arbeit werden je zwei Bleche der Legierungen AZ31 und ZE10 untersucht, die jeweils über einen Warmwalzprozess aus stranggegossenen Brammen und aus gießgewalzten Dünnbändern gewalzt worden sind. Diese vier Bleche weisen eine vergleichbare Stärke nahe 1,5 mm auf, so dass Unterschiede in der Umformbarkeit nicht im Einfluss der Blechstärke zu suchen sind, vergleiche hierzu Tabelle 3 in Kapitel 5.1. Solche Einflüsse, wie in [SCH05] beschrieben, sind zudem geometrischer Natur und führen zu quantitativen Unterschieden, nicht jedoch zu einer qualitativen Änderung des Fließverhaltens oder des Rekristallisationsverhaltens.

6.1.1 Mikrostruktur

Die Untersuchung der Ausgangsmikrostruktur gemäß Abbildung 16 und Tabelle 6 in Kapitel 5.1.2 ergibt eine vergleichbare Korngröße von 9–12 μm für alle untersuchten Bleche, so dass von keinem Einfluss der mittleren Ausgangskorngröße auf Unterschiede im mechanischen Verhalten der Bleche auszugehen ist. Einflüsse wie der Hall-Petch-Effekt, durch den sich die Streckgrenze mit sinkender Korngröße erhöht [HAL51, PET53], sind für Magnesiumlegierungen beschrieben [MAN04, BOH06], können aber bezüglich der Ausgangskorngröße unberücksichtigt bleiben.

Der Volumenanteil an Ausscheidungen erscheint gemäß der lichtoptischen Mikroskopie, wie in den Abbildungen 15 und 16 dargestellt, für alle untersuchten Bleche als gering. Die Legierungen AZ31 und ZE10 stellen sich als überwiegend aus einer Phase bestehend dar, wobei die lichtoptische Mikroskopie keine Aussagen über nanoskalige Ausscheidungen zulässt. In der Legierung AZ31 führt der vorhandene Mangananteil zur Bildung der intermetallischen Phase Al_8Mn_5 neben der γ -Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Eine ausgeprägte festigkeitssteigernde Wirkung wird diesen Ausscheidungen aufgrund ihrer Morphologie als Basalplättchen nicht zugeordnet [NIE03]. Plättchen dieser Art sind in der Behinderung der Basalgleitung nur wenig effektiv, da ihre Ausdehnung auf einzelne Gleitebenen begrenzt ist und sie kein durchgängiges Hindernis für Versetzungen darstellen, vergleiche Abbildung 55.

Stäbchenförmige Ausscheidungen mit Ausrichtung entlang der c -Achse, wie sie in zinkhaltigen Magnesiumlegierungen wie Z5 auftreten, sind zur Festigkeitssteigerung weit effektiver, da eine einzelne Ausscheidung mehrere Basalebene schneiden kann [ROB11]. Jede Versetzung auf einer dieser Ebenen wird durch die Ausscheidung behindert und die Ausbildung festigkeitssteigernder Orowanringe ist erhöht. Die höchste festigkeitssteigernde Wirkung, bezogen auf ihren Volumenanteil, wird Prismenplättchen zugeordnet, welche sich beispielsweise in der Legierung WE54 bilden [NIE03]. Diese Ausscheidungen erreichen einen geringen Partikelabstand und reduzieren die freie Weglänge der Versetzungen effektiver als stäbchenförmige Ausscheidungen entlang der c -Achse. Eine deutliche Dispersionshärtung ist die Folge.

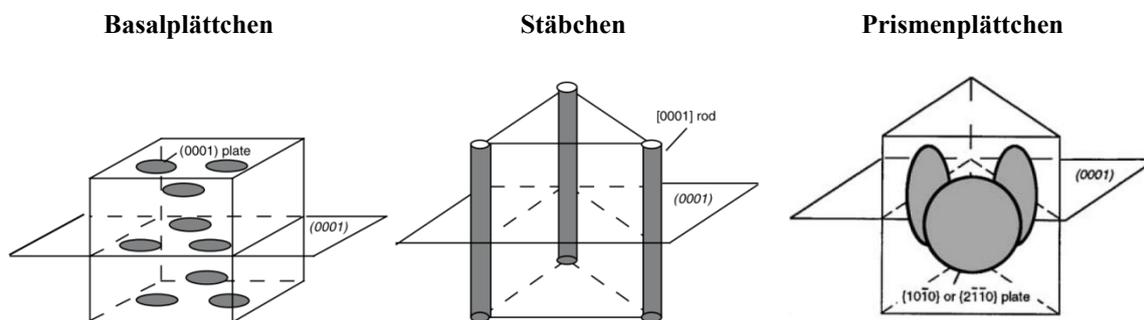


Abbildung 55: Ausgewählte Ausscheidungsarten in Magnesiumlegierungen [NIE03]

Der Haupteffekt der manganhaltigen Ausscheidungen in aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen besteht somit nicht in der Festigkeitssteigerung sondern in der Abbindung von Verunreinigungen wie Eisen, welche die Korrosionsbeständigkeit herabsetzen würden [AVE99]. Während die Ausscheidungen in dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31, wie in Abbildung 15 in Kapitel 5.1.2 gezeigt, fein verteilt im Gefüge vorliegen, zeigt Abbildung 42 in Kapitel 5.3.4 einen exemplarischen großen Einschluss im Gefüge des aus Dünband gewalzten Bleches AZ31. Solche groben Einschlüsse können als Risskeime wirken und müssen bei der Betrachtung des Umformvermögens des aus Dünband gewalzten Bleches AZ31 berücksichtigt werden. Es ist naheliegend, den Ursprung solch grober Ausscheidungen in der für den Gießwzprozess charakteristischen Mittenseigerung zu suchen [KUR13a].

Sowohl die Bruchdehnung im einachsigen Zugversuch, wie in Kapitel 5.2 dargestellt, als auch das Umformvermögen in den mehrachsigen Blechumformversuchen in Kapitel 5.3 zeigen, dass das aus Dünband gewalzte Blech AZ31 hinsichtlich seines Umformvermögens dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 unterlegen ist. Vergleiche hierzu insbesondere Abbildungen 35 und 36 in Kapitel 5.3.3. Diese Unterschiede lediglich auf die oben beschriebenen

Einschlüsse zu reduzieren, ist an dieser Stelle nicht hinreichend. Es muss beachtet werden, dass die beiden Bleche der Legierung AZ31 trotz vergleichbarer chemischer Zusammensetzung und Ausgangskorngröße über grundsätzlich unterschiedliche Prozessrouten hergestellt sind. Die Gießwalztechnologie für Magnesiumbleche ist Gegenstand intensiver Forschung und technologischer Weiterentwicklung [PAR09, KUR13a, BAS10, KAW11, ALJ11, DIN08] und die erreichbare Qualität ist nicht zwingend mit über den konventionellen Walzprozess hergestellten Blechen vergleichbar [STU11b].

6.1.2 Kristallographische Textur

Die kristallographische Textur stellt einen entscheidenden Einflussfaktor auf die mechanischen Eigenschaften von Magnesiumknetlegierungen dar. Ihre Einflüsse auf die Anisotropie mechanischer Eigenschaften [AGN05], die Duktilität [BOH07] und das Umformvermögen [YI10] sind Gegenstand intensiver wissenschaftlicher Untersuchungen.

Der für Magnesiumbleche übliche und bereits 1939 von Beck [BEC39] beschriebene Texturtypus findet sich in den Blechen der Legierung AZ31 wieder. Die Bleche weisen eine strenge Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene auf, vergleiche Abbildungen 17 und 18 in Kapitel 5.1.3. Hierbei fällt die maximale Intensität des Basalpols mit $I_{\max}=13,2$ m.r.d. für das aus Dünband gewalzte Blech AZ31 gegenüber $I_{\max}=17,6$ m.r.d. für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 schwächer aus. Da die Verwendung von Dünband als Ausgangsmaterial für einen Warmwalzprozess in einem Walzplan mit einer geringeren Zahl an Walzstichen resultiert, liegt auch ein geringerer Gesamtumformgrad vor. Da sich die kristallographische Textur tendenziell mit steigendem Gesamtumformgrad schärft [YI06a], liegt es nahe, die schwächere Textur des aus Dünband gewalzten Bleches AZ31 mit dem geringeren Gesamtumformgrad zu korrelieren. Als weitere Einflussgröße kann eine abweichende Walztemperatur zwischen dem aus Dünband gewalzten Blech AZ31 und dem aus Bramme gewalzten Blech AZ31 vermutet werden. Eine höhere Walztemperatur kann bei ansonsten konstant gehaltenen Walzparametern zu einer Abschwächung der kristallographischen Textur führen, da bei erhöhter Temperatur der relative Anteil nicht-basaler Gleitmechanismen zunimmt und somit die Ausbildung einer strengen Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene gehemmt wird [HUA09b, HUA11].

Der Texturtypus einer ausgeprägten Basallage liegt auch für das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 vor, vergleiche Abbildung 18 in Kapitel 5.1.3. Bemerkenswert ist, dass das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 und das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 sich bei ähnlicher chemischer Zusammensetzung deutlich in ihrer kristallographischen Textur unterscheiden.

Die kristallographische Textur des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 ist hinsichtlich der Maximalintensität des Basalpol mit $I_{\max}=3,6$ m.r.d. gegenüber $I_{\max}=9,7$ m.r.d. für das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 deutlich abgeschwächt. Auch zeigt die in Abbildung 17, Kapitel 5.1.3 dargestellte (0002)-Polfigur für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 einen Texturtypus, der für Magnesiumbleche ungewöhnlich erscheint. Der Basalpol weist eine Ausschmierung entlang der Querrichtung des Bleches auf und es liegt eine Aufspaltung in einen Doppelpack bei etwa 35° entlang der Querrichtung vor. Hantzsche et al. [HAN10] erläutern, dass bereits geringe Zulegerungen von Seltenen Erdelementen in binären Magnesiumlegierungen zu einer Abschwächung der kristallographischen Textur nach dem Walzprozess führen, ohne dass es jedoch zu einer Ausprägung einer Texturkomponente in Querrichtung des Bleches kommt. Dieses Charakteristikum wird lediglich in wenigstens ternären Legierungen beobachtet [BOH07, MAC08, WEN10].

Die Natur der involvierten Mechanismen auf mikrostruktureller Ebene ist in der Literatur nicht eindeutig geklärt. Ball und Pragnell [BAL94] führen die Texturabschwächung auf partikelstimulierte Nukleation während der Rekristallisation zurück. Stanford und Barnett [STA08] sehen die Randomisierung der Orientierung rekristallisierter Scherbänder als Ursache für eine Texturabschwächung. Senn und Agnew [SEN08] führen an, dass eine Texturabschwächung auch in Legierungen wie WK51 beobachtet wird, bei denen die Seltenen Erdelemente auf Umformtemperatur im Mischkristall gelöst sind. Sie schlagen Fremdatom-Spannungshöfe (Solute-Drag), die Wachstumsrestriktion von Korngrenzen durch im Mischkristall gelöste Fremdatome, als involvierten Mechanismus vor. Hierbei wird die Korngrenzenmobilität durch an die Korngrenzen diffundierende Fremdatome reduziert. Hadorn et al. [HAR12a] bestätigen anhand von Rückstreuelektronenbeugungsmessungen und der Analyse der IGMA (intragranular misorientation axes) den Einfluss von Fremdatom-Spannungshöfen (Solute Drag) auf die statische Rekristallisation und die Texturausbildung in binären Magnesium-Yttrium-Legierungen. In neodymhaltigen [HAR12b] und cerhaltigen [HAR13] Legierungen hingegen finden Hadorn et al. ein Verhalten, welches sich mit einer klassischen Wachstumsrestriktion von Korngrenzen durch inkohärente Ausscheidungen (Zener-Pinning) erklären lässt. Inkohärente Ausscheidungen weisen zur Wirtsmatrix eine hohe Grenzflächenenergie auf, so dass die Anordnung von Ausscheidungen an den Korngrenzen energetisch günstiger ist. Hierdurch wird die Korngrenzenmobilität herabgesetzt. Diese Mechanismen haben zudem kornfeinende Wirkung, was beispielhaft von Hantzsche et al. anhand von binären Magnesiumlegierungen mit einem Gehalt an Seltenen Erdelementen gezeigt wird [HAN10].

Oben beschriebene Mechanismen haben Einfluss auf das Kristallitwachstum bei Neuausbildung des Gefüges während der Rekristallisation. Die Ausbildung einer schwachen kristallographischen Textur erfordert das Vorhandensein von Rekristallisationskeimen mit möglichst breit gestreuter Orientierungsverteilung. Wie oben beschrieben, sehen Ball und Pragnell [BAL94] partikelstimulierte Rekristallisation und Stanford und Barnett [STA08] Keimbildung an Scherbändern als Mechanismen zur Erzeugung von Rekristallisationskeimen mit breit gestreuter Orientierungsverteilung. Sandlöbes et al. [SAN11] führen zusätzlich an, dass die Zugabe von Yttrium in Magnesiumlegierungen die Stapelfehlerenergie herabsetzt und die relative Aktivität von Versetzungsbewegungen auf Pyramidalebene zweiter Ordnung ansteigt. Nachgewiesen durch Transmissionselektronenmikroskopie, führen diese Versetzungen zu einer breiteren Verteilung der Orientierungen und homogenen Umformung der Kristallite, verglichen mit einer Verformung mit niedriger relativer Aktivität der Versetzungsbewegungen auf Pyramidalebene zweiter Ordnung. Die in dieser Arbeit untersuchten Bleche der Legierung ZE10 enthielten allerdings kein Yttrium. In wie fern diese Ergebnisse auf gut lösliche Seltene Erdelemente übertragen werden können, ist offen.

Das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 weist gegenüber den Blechen der Legierung AZ31 eine mit einer Maximalintensität des Basalpol $I_{\max}=9,7$ m.r.d. abgeschwächte kristallographische Textur auf. Gegenüber dem aus Bramme gewalzten Blech ZE10 ist die kristallographische Textur von eindeutig basalem Charakter. Das Intensitätsmaximum des Basalpol ist normal zur Blechebene. Zudem ist der Basalpol entlang der Walzrichtung ausgeschmiert. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 enthält einen geringen Gehalt an Zirkon. Zirkon ist als potenter Kornfeiner bekannt [STJ05], für die Ausprägung einer abgeschwächten Textur mit der Ausbildung einer Komponente des Basalpol entlang der Querrichtung ist es keine Voraussetzung [BOH07, BOH12]. Bohlen et al. [BOH12] führen vielmehr an, dass bei einem reduzierten Gehalt an Seltenen Erdelementen in der Legierung ZE10 gegenüber einer höher legierten Zusammensetzung bei ansonsten konstanten Prozessparametern auch eine kristallographische Textur mit basalem Charakter das Resultat des Walzprozesses ist. Wie aus Tabelle 5 in Kapitel 5.1.1 hervorgeht, lag der Gesamtgehalt an Seltenen Erdelementen für das aus Dünband gewalzte Bleche ZE10 über dem aus Bramme gewalzten Blech ZE10. Hierbei ist zu jedoch beachten, dass es bei der Herstellung von Magnesiumdünnbändern durch Gießwalzen zu Seigerungen kommen kann, so dass lokale Konzentrationsunterschiede in den Legierungsgehalten bei makroskopisch vergleichbarer chemischer Zusammensetzung zu einem veränderten Verhalten des Bleches führen können.

Weiterhin stellen Bohlen et al. [BOH12] fest, dass Dünnsband bereits durch den Gießwalzprozess vortexturiert sein kann. Die Eingangstextur des Dünnsbandes ist vor dem ersten Walzstich von basalem Charakter. Ein Dünnsband benötigt nur wenige Walzstiche bis zum Erreichen der Enddicke. Der eingebrachte Gesamtumformgrad ist geringer als beim konventionellen Walzprozess. Es kann angenommen werden, dass der Charakter der Eingangstextur durch den Warmwalzprozess nicht mehr grundsätzlich geändert wird. Auch erfordert die Ausbildung einer Komponente des Basalpolars entlang der Querrichtung das Vorhandensein solcher Orientierungen im Walzgut [BOH12]. Dies ist bei Vorliegen eines vortexturierten Walzgutes nur begrenzt gegeben.

Wendt et al. [WEN10] und Mackenzie und Pegguleryuz [MAC08] beobachteten, dass die Texturausprägung im Walzprozess nicht nur von der chemischen Zusammensetzung, sondern auch von der Walztemperatur abhängt. Bei vergleichbarer Legierungszusammensetzung können Bleche mit unterschiedlichen Texturtypen entstehen. Eine niedrige Walztemperatur von 150 °C [MAC08] beziehungsweise 300 °C [WEN10] resultiert in einer ausgeprägten Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene während eine höhere Walztemperatur von 400 °C [WEN10] beziehungsweise 450 °C [MAC08] in einer abgeschwächten Textur resultiert. Da ein wenige Millimeter dickes Dünnsband bei konstanter Vorwärmtemperatur aufgrund der höheren spezifischen Oberfläche weitaus schneller abkühlt als eine stranggegossene Bramme, kann vermutet werden, dass die tatsächliche Walztemperatur insbesondere während der ersten Walzstiche für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 höher lag als für das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10. Allerdings ist zu beachten, dass eine deutliche Ausschmierung des Basalpolars entlang der Walzrichtung, wie in Abbildungen 17 und 18 in Kapitel 5.1.3 gezeigt, für eine merkliche Aktivität der Versetzungsgleitung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung spricht. Dies weist auf eine hohe Walztemperatur hin, da die relative Aktivität der Pyramidalgleitung mit der Temperatur zunimmt [ION82].

6.2 Einfluss der Prozessparameter auf das Umformvermögen

6.2.1 Einachsiger Zugversuch

Bereits die Ergebnisse des einachsigen Zugversuches bei Raumtemperatur offenbaren deutliche qualitative und quantitative Unterschiede im mechanischen Verhalten der untersuchten Bleche. Ein Indikator für die ebene Anisotropie ist die Richtungsabhängigkeit der Streckgrenze. Die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 zeigen eine höhere Streckgrenze bei Prüfung entlang der Querrichtung als entlang der Walzrichtung, vergleiche Tabelle 7 und Tabelle 8 in Kapitel 5.2.1. Bei Betrachtung der

Intensitätsverteilung der Basalpolfigur in Abbildung 19, Kapitel 5.1.3, wird klar, dass bei diesen Blechen ein vergleichbarer Texturtypus mit einer Ausschmierung des Basalpol entlang der Walzrichtung vorliegt. Bereits diese geringe Asymmetrie des Basalpol führt zu einer merklichen Anisotropie der Streckgrenze, wie auch von Bohlen et al. beschrieben [BOH07]. Aufgrund einer höheren Zahl von Kristalliten, die günstiger für die Basalgleitung und die mechanische Zwillingsbildung orientiert sind, kommt es zu einem Einsetzen makroskopischer Verformung bei niedrigeren angelegten Spannungen. Die Relevanz der mechanischen Zwillingsbildung für die Verformung kann anhand der in Abbildungen 25 und 26 in Kapitel 5.2.3 dargestellten Mikrostrukturen nach der Verformung abgeschätzt werden. Da die mechanische Zwillingsbildung lediglich einen geringen Beitrag zur Gesamtverformung leisten kann, ist davon auszugehen, dass Unterschiede insbesondere in der Bruchdehnung nicht auf Unterschiede in der Aktivierung der mechanischen Zwillingsbildung zurückzuführen sind [YI10].

Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt einen Texturtypus, der deutlich von den anderen untersuchten Blechen abweicht, vergleiche Abbildung 17 in Kapitel 5.1.3. Zunächst weist dieses Blech für beide Prüfrichtungen einen höheren Gefügeanteil mit für Basalgleitung und Zwillingsbildung günstiger Orientierung auf, vergleiche hierzu die Intensitätsverteilung der Basalpolfigur in Abbildung 19, Kapitel 5.1.3. Das Maximum dieser Verteilung liegt entlang der Walzrichtung bei etwa 25° und in Querrichtung bei 35° . Die Verteilung ist entlang dieser Richtung auch sichtlich breiter. Gemäß den in Kapitel 3.1.1 beschriebenen Schmid-Faktoren für die Basalgleitung wird deutlich, dass die Streckgrenze für dieses Blech niedriger ausfällt als für das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10. Die Streckgrenzenanisotropie ist für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 mit einem Verhältnis von Walzrichtung zu Querrichtung von 1,55 (161:104 MPa) sehr ausgeprägt. Neben der günstigeren Orientierung der Kristallite für die Basalgleitung spricht der von der typisch konvexen Kurvenform abweichende Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve des aus Bramme gewalzten Bleches bei Lasteinleitung entlang der Querrichtung für eine deutliche Aktivität der mechanischen Zwillingsbildung. Der Kurvenverlauf ähnelt grundsätzlich den Ergebnissen, welche bei der Druckbelastung von Strangpressprofilen beobachtet werden [BAL94]. Maßgeblich verantwortlich für diese Streckgrenzenanisotropie und den charakteristischen Kurvenverlauf ist die Ausbildung von Zugzwillingen [BAR04].

Weiterhin hat die kristallographische Textur einen direkten Einfluss auf die Verfestigung und somit auf die Duktilität. Bei einer für Basalgleitung ungünstigen Orientierung der Majorität der Kristallite kann die Verfestigung nicht gleichmäßig über das ganze Werkstoffvolumen

erfolgen. Lokale Spannungskonzentrationen an Korngrenzen mit großem Orientierungsunterschied führen bei Blechen mit stark ausgeprägter Basaltextur zu Scherbandbildung [BAC05], was sich in einer lokalen Verfestigung äußert. Günstig für Basalgleitung orientierte Anteile des Gefüges verfestigen stark und die Verfestigung findet lokalisiert statt. Bleche mit deutlich ausgeprägter Basaltextur zeigen somit eine vergleichsweise hohe Streckgrenze. Für eine gleichmäßige Verfestigung ist eine Orientierungsverteilung der Basalebenen mit für Basalgleitung vorteilhafter Orientierung nötig [BOH07, HOS93]. Dies manifestiert sich in dem mit $n=0,38$ am höchsten ausfallenden Verfestigungsexponent n für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10. Auch das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 zeigt mit $n=0,23$ (Walzrichtung) beziehungsweise $n=0,20$ (Querrichtung) einen gegenüber den Blechen der Legierung AZ31 erhöhten Verfestigungsexponenten.

In der Literatur wird eine Korrelation von Verfestigungskoeffizient n und der Streckziehfähigkeit berichtet [KAN09]. In Abbildung 56 ist der Verfestigungskoeffizient n aus Tabelle 7 und Tabelle 8, Kapitel 5.2.1, zusammen mit dem Erichsen-Index IE gemäß Abbildung 31, Kapitel 5.3.1 und der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 im Nakajimaversuch der Vollkreisgeometrie VII (Streckziehfall) bei Raumtemperatur gemäß Abbildungen 35 und 36 in Kapitel 5.3.3, aufgetragen. Zunächst zeigt sich, dass ein hoher Erichsen-Index IE auch mit einer hohen erreichbaren Hauptformänderung φ_1 im Nakajimaversuch verbunden ist. Dies ist aufgrund des grundsätzlich vergleichbaren Versuchsaufbaus und Dehnfalles zu erwarten. Beide Bleche der Legierung ZE10 weisen gegenüber den Blechen der Legierung AZ31 den höheren Erichsen-Index IE als auch die höhere erreichbare Hauptformänderung φ_1 auf. Dies ist im Einklang mit der abgeschwächten Textur der ZE10-Bleche. Der Verfestigungskoeffizient n korreliert generell mit der Umformbarkeit im Streckziehfall, wobei zu beachten ist, dass der Verfestigungskoeffizient n anisotrop ist und bei Prüfung entlang der Walzrichtung für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 sogar kleiner ausfällt als für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31. Der Verfestigungsexponent n im einachsigen Zugversuch liefert somit nicht die alleinige Antwort für die erhöhte Streckziehfähigkeit des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. So muss dem Fließverhalten in Blechdickenrichtung Rechnung getragen werden, vergleiche hierzu die folgenden Ausführungen zum Einfluss des r -Wertes und Kapitel 6.2.3.

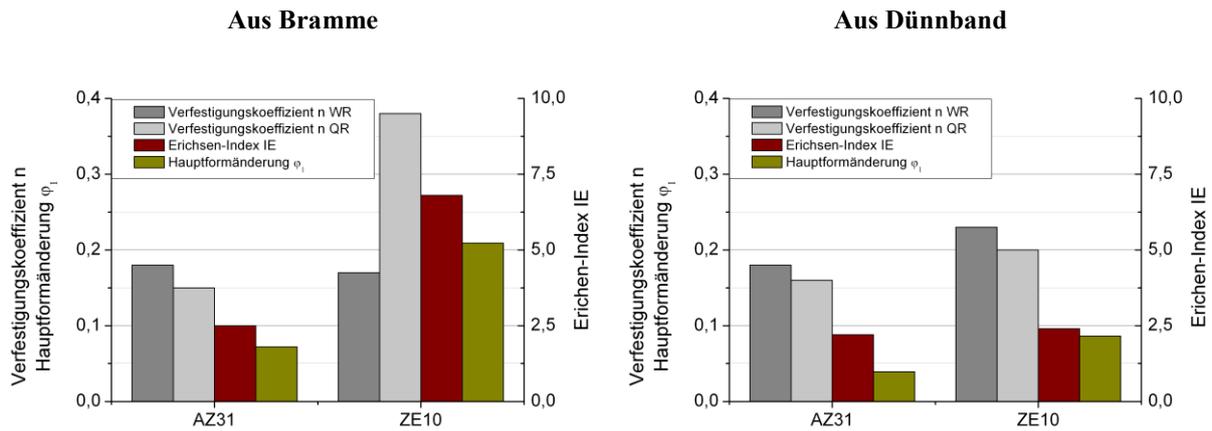


Abbildung 56: Korrelation von Hauptformänderung ϕ_1 im Nakajimaversuch und des Erichsen-Indexes IE mit dem Verfestigungskoeffizienten n

Als Hauptursache für die niedrige Streckgrenze bei gleichzeitig hohem Verfestigungskoeffizient n des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 bei Lasteinleitung entlang der Querrichtung kann die kristallographische Textur identifiziert werden. Die Basalebene sind entlang der Querrichtung günstig für Basalgleitung und auch Zwillingsbildung orientiert, vergleiche die Darstellung der Schmid-Faktoren in Abbildung 2 in Kapitel 3.1.1. Eine gleichmäßigere Verfestigung über das Werkstoffvolumen ist in Kombination mit der erleichterten Aktivierung der Basalgleitung verantwortlich für die erhöhte Duktilität des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. Allerdings sollte die Duktilität als Maßstab der Umformbarkeit des Bleches nicht überbewertet werden, da der einachsige Zugversuch bei stark anisotropen Blechen nicht zwangsweise Voraussagen über die Umformbarkeit im mehrachsigen Spannungsfall zulässt, vergleiche hierzu auch Kapitel 6.4.

Eine direkte Auswirkung der kristallographischen Textur ist die senkrechte Anisotropie, welche sich im r -Wert (Lankford-Koeffizient) widerspiegelt. Ein r -Wert $r < 1$ zeigt an, dass der Blechwerkstoff im einachsigen Zugversuch bevorzugt aus der Blechstärke fließt, während ein r -Wert $r > 1$ für bevorzugtes Fließen in der Blechebene steht. Für Magnesiumbleche gelten kleine r -Werte als vorteilhaft für die Umformbarkeit, da insbesondere das Fließen aus der Blechstärke durch die üblichen kristallographischen Texturen behindert wird [BOH07]. Da die Majorität der Basalebene parallel zur Blechebene orientiert ist, kann nur schwierig eine Verformung in Blechdickenrichtung realisiert werden. Hohe r -Werte erschweren Umformoperationen, die eine Dickenabnahme erfordern, wie es beim Streckziehen der Fall ist. Gleichzeitig verhindert ein hoher r -Wert übermäßige Ausdünnung des Blechwerkstoffes, was im Sinne der Maßhaltigkeit und der Bauteilfestigkeit vorteilhaft erscheint [TEK09]. Die Umformbarkeit von Magnesiumblechen wird jedoch nicht aufgrund einer zu großen Ausdünnung, sondern durch zumeist sehr hohe r -Werte limitiert. Einzig das aus Bramme

gewalzte Blech ZE10 weist einen r -Wert $r < 1$ für beide untersuchten Prüfrichtungen auf. Interessanterweise scheint der r -Wert direkt mit der Ausprägung der Textur zu korrelieren. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt die geringste Verteilungsbreite der Orientierungsverteilung der Basalebenen entlang der Querrichtung und der entsprechende r -Wert ist mit $r = 4,8$ als sehr hoch zu bezeichnen. Ein r -Wert von $r = 0,4$ wird bei Prüfung des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 entlang der Querrichtung beobachtet, zusammenfallend mit der deutlichen Auslenkung der Basalebenen in diese Richtung. Die aus Dünnschicht gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 folgen denselben Trends.

Eine Erhöhung der Versuchstemperatur im einachsigen Zugversuch führt gemäß den Abbildungen 21 und 22 in Kapitel 5.2.2 zu einer generellen Erhöhung der Bruchdehnung und Absenkung der Festigkeit. Dies ist vereinbar mit der reduzierten kritischen Schubspannung der Versetzungsgleitung bei erhöhter Temperatur. Im Speziellen sinkt vor allem die kritische Schubspannung der nicht-basalen Gleitsysteme, wie der Pyramidalgleitung und der Prismengleitung [ION82]. In technischen Magnesiumlegierungen wird meist eine erhöhte Umformbarkeit ab einer Temperatur von etwa 200 °C gefunden [DOE01]. Eine höhere Aktivität von nicht-basalen Gleitsystemen lässt eine gleichmäßigere Verfestigung zu, so dass eine höhere Zahl an Kristalliten die makroskopische Gesamtumformung mittragen kann. Auch wird die Spannungsüberhöhung innerhalb eines Kornes reduziert, da lokale Spannungsmaxima nun durch anders orientierte Gleitsysteme abgebaut werden können. Insbesondere die erhöhte Aktivität von Versetzungsgleitung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung kann zu einem deutlichen Anstieg der Duktilität führen, da über diesen Gleitmechanismus Verformungen der Kristallite entlang der c -Achse realisiert werden können. Jäger et al. [JÄG04] betonen auch den Einfluss der Erholung auf das Verformungsverhalten von Magnesiumblechen bei erhöhter Temperatur. Diffusionsgesteuerte Erholung kann durch Versetzungsauslöschung zu einer Reduktion der Versetzungsdichte führen, so dass der Verfestigung während der Umformung entgegengewirkt wird. Eine Konkurrenz aus Verfestigung und Erholung ist die Folge.

Es ist bemerkenswert, dass sich die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften mit erhöhter Versuchstemperatur sichtlich reduziert. Dies ist ein weiteres Indiz für die gleichmäßigere Verformung und geringere Bedeutung der Basalgleitung durch die Aktivierung nicht-basaler Gleitsysteme. Der Dehnraten kann an dieser Stelle keine eigenständige Bedeutung für das Umformverhalten beigemessen werden. Quantitativ führt eine Absenkung der Dehnraten zu den gleichen Effekten wie die Erhöhung der Versuchstemperatur, was mit klassischen Betrachtungen zum Einfluss dieser beiden Versuchsparameter auf das Verformungsverhalten

in Einklang steht [ZEN44]. Eine weitergehende Betrachtung der Einflüsse von Temperatur und Dehnrate erfolgt im Kontext der Veränderung der Mikrostruktur und der kristallographischen Textur in Kapitel 6.3, welche in direktem Bezug zu den mechanischen Eigenschaften stehen.

6.2.2 Mehrachsige Blechumformprüfung

Die in den Abbildungen 33 und 34 gezeigten Kraft-Weg-Diagramme geben einen qualitativen Eindruck der Umformbarkeit der untersuchten Bleche wieder. Ein genereller Abfall der Stempelkraft mit steigender Versuchstemperatur, welcher für alle untersuchten Bleche beobachtet wird, korreliert direkt mit der abfallenden Festigkeit des Materials. Vergleiche hierzu auch die Ergebnisse des einachsigen Zugversuches in Kapitel 5.2.2. Der Anstieg der Kraft-Weg-Kurven mit zunehmendem Stempelweg ist in erster Linie auf eine Erhöhung des effektiven Probenvolumens, welches durch Kontakt mit dem Stempel verformt wird, zurückzuführen. Besteht am Anfang des Versuches lediglich ein Punktkontakt zwischen Stempel und Probe, so nehmen die Kontaktfläche und auch das umgeformte Probenvolumen stetig zu. Eine Verfestigung des Werkstoffes spielt insbesondere bei erhöhter Versuchstemperatur nur eine untergeordnete Rolle. Weiterhin korreliert das Kraftniveau direkt mit dem Gesamtvolumen. Die taillierte Geometrie I zeigt gegenüber der Vollkreisgeometrie VII bei konstant betrachtetem Stempelweg stets die niedrigere Stempelkraft, unabhängig von Versuchstemperatur und untersuchtem Blech. Im Vergleich der Bleche der Legierung AZ31 und ZE10 liegt unabhängig von der Geometrie die Stempelkraft bei gleichbleibendem Stempelweg stets höher für die Bleche der Legierung AZ31 als für die Bleche der Legierung ZE10 ist. Dies korreliert bestens mit den Fließspannungen der Bleche, vergleiche hierzu Abbildungen 21 und 22 in Kapitel 5.2.2. Der bis zum Probenversagen erreichbare Stempelweg bedarf an dieser Stelle keiner gesonderten Diskussion, da die Umformbarkeit im Folgenden anhand der Grenzformänderungsschaubilder diskutiert wird.

Die in den Abbildungen 35 und 36 gezeigten Grenzformänderungskurven erlauben eine umfassende Diskussion des Umformverhaltens im Grenzformänderungsschaubild, welches unterschiedliche Dehnfälle abdeckt. Die bei Raumtemperatur begrenzte Umformbarkeit aller untersuchten Bleche ist für Magnesiumlegierungen typisch [DOE01]. Während die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 ein qualitativ vergleichbares Umformverhalten zeigen, weist das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 eine sowohl im Tiefungsversuch nach Erichsen gemäß Kapitel 5.3.1 als auch im Nakajimaversuche gemäß Kapitel 5.3.3, deutlich erhöhte Streckziehfähigkeit auf. Wie bereits in Kapitel 6.2.1 gezeigt,

korreliert dieses Verhalten direkt mit dem erhöhten Verfestigungskoeffizienten dieses Bleches und insbesondere mit dem niedrigen r -Wert. Da die biaxiale Prüfung im Streckziehfall rotationssymmetrisch ist und eine Unterscheidung der Prüfrichtung in Walz- beziehungsweise Querrichtung nicht sinnvoll ist, ist an dieser Stelle nur eine qualitative Aussage zum Einfluss der genannten Resultate des einachsigen Zugversuches möglich.

Die Veränderung der kristallographischen Ausgangstextur von Magnesiumblechen hat nicht nur einen quantitativen Einfluss auf die Umformbarkeit, sondern auch auf die qualitative Gestalt der Grenzformänderungskurve hin zu verbesserter Streckziehfähigkeit. Besonders deutlich wird dieser Einfluss bei einer Versuchstemperatur von 150 °C. Die Streckziehfähigkeit der Bleche mit scharfer Basaltextur verbleibt grundsätzlich bei geringen Werten, während die Umformbarkeit bei Dehnpfaden, die primär auf Verformung in der Blechebene beruhen, ansteigt. Diese Dehnpfade sind mit dem einachsigen Zugversuch vergleichbar. Auch hier kommt es, wie in Kapitel 5.2.2 gezeigt, zu einer Erhöhung der Bruchdehnung bei 150 °C. Ein möglicher Erklärungsansatz bezüglich dieser stark unterschiedlichen Entwicklung der Grenzformänderungskurve liegt im Beitrag der Prismengleitung zur Gesamtverformung. Aus Abbildung 2 im Vergleich zu den kristallographischen Ausgangstexturen der Bleche, wie sie in Abbildungen 17 und 18, Kapitel 5.1.3 dargestellt sind, wird deutlich, dass die Prismenebenen erster Ordnung teilweise sehr günstig für Versetzungsgleitung gemäß dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz orientiert sind. Raeisinia et al. [RAE11] führen an, dass die kritische Schubspannung für die Prismengleitung im Polykristall niedriger liegt als in den Arbeiten von Akthar und Teghtsoonian [AKT69] für Einkristalle ermittelt. Da die Prismengleitung nur Verformung in $\langle a \rangle$ -Richtung der Kristallite zulässt, kann bei einer vorliegenden scharfen Textur mit Ausrichtung der Basalebenen parallel zur Blechebene in erster Linie Verformung in der Blechebene realisiert werden. Eine verbesserte Umformbarkeit unter Streckziehbedingungen erfordert einen Gleitmechanismus, der auch Verformung in $\langle c \rangle$ -Richtung der Kristallite zulässt, wie die Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt eine deutliche Gefügefraktion, deren Kristallite mit ihren Basalebenen nicht parallel zur Blechebene ausgerichtet sind. So orientierte Kristallite können auch durch Basalgleitung eine Blechdickenabnahme realisieren, ohne dass es hierzu eine erhöhte Aktivität nicht-basaler Gleitsysteme erfordert. Es sei allerdings darauf hingewiesen, dass zur Erfüllung des von Mises-Kriteriums auch für dieses Blech die Aktivität von fünf unabhängigen Gleitsystemen nötig wäre, um eine gleichmäßige Verformung des Polykristalls zu ermöglichen [VON28].

Arbeiten von Sandlöbes et al. [SAN11] zeigen, dass Seltene Erdelemente wie Yttrium in binären Magnesiumlegierungen die relative Aktivität der Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung erhöhen können. Da allerdings das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 vergleichbare chemische Zusammensetzungen ohne Yttrium aufwiesen, kann dieser Effekt nicht zur Erklärung des grundsätzlich verschiedenen Umformverhaltens beider Bleche verwendet werden. Ein Hinweis auf eine erhöhte Aktivität der Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung durch die Zulegierung von Seltenen Erdelementen kann in Abbildung 45 für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 gefunden werden. Die Aufspaltung des $\{0001\}$ -Basalpol kann mit einer deutlichen Aktivität dieser Gleitsysteme erklärt werden [STY04, AGN01]. Aus dieser Aktivität resultiert bei der Walzverformung die Ausschmierung des Basalpol entlang der Walzrichtung, wie sie für die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 im Ausgangszustand vorlag, siehe Abbildungen 17 und 18 in Kapitel 5.1.3. Ein vereinfachtes Fließen aus der Blechdicke durch erhöhte Aktivität von Gleitsystemen, deren Burgersvektor eine Komponente in die kristallographische c -Richtung aufweist, kann somit zusätzlich die gute Streckziehbarkeit des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 begünstigen, auch wenn die Aufspaltung des Basalpol für dieses Blech nicht direkt beobachtet wird.

Evident wird der isolierte Einfluss der kristallographischen Textur durch Veränderung der Probenorientierung, siehe hierzu Abbildungen 37 und 38 in Kapitel 5.3.3. Der Einfluss der Probenorientierung auf die erreichbare Hauptformänderung ϕ_1 der taillierten Geometrie I und der Geometrie V (FLC_0) ist für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 besonders stark ausgeprägt. Aufgrund der Rotationssymmetrie der Vollkreisgeometrie VII kann kein Einfluss der Probenorientierung vorliegen. Eine Probenorientierung entlang der Querrichtung führt für dieses Blech zu einer deutlich erhöhten Umformbarkeit bei jeder untersuchten Versuchstemperatur. Die Auslenkung der Basalebene entlang der Querrichtung erleichtert das plastische Fließen durch Versetzungsbewegung. Die Anisotropie der Umformbarkeit vermag unerwünscht erscheinen, da der Orientierung einer Blechplatte während einer Umformoperation ein kritisches Gewicht beikommt. Die hohe Umformbarkeit entlang der Querrichtung kann nicht voll ausgenutzt werden, sobald komplexe Dehnpfade im Prozess auftreten. Die Erhöhung der Umformbarkeit durch die Auslenkung der Basalebene ist allerdings ein klares Zeichen für die Veränderbarkeit des Umformverhaltens von Magnesiumblechen durch Texturmodifikation. Eine signifikant erhöhte Umformbarkeit bei Prüfung entlang der Querrichtung im einachsigen Zugversuch lässt sich für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 lediglich bei Raumtemperatur ausmachen, siehe Abbildung 21 in

Kapitel 5.2.2. Die unterschiedliche Fließspannung je nach Probenorientierung weist erneut auf den deutlichen Einfluss der kristallographischen Textur auf das Umformverhalten hin. Zur Übertragbarkeit und Aussagekraft der Ergebnisse des einachsigen Zugversuches auf die mehrachsige Blechumformprüfung vergleiche Kapitel 6.4. Die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 zeigen nur im Detail eine Veränderung des Umformverhaltens mit der Probenorientierung, was aufgrund der vergleichbaren Ausgangstextur mit harter Basallage der Bleche verständlich ist.

Zur Einschätzung der Umformbarkeit der Magnesiumbleche werden unter gleichen Versuchsbedingungen erzielte Ergebnisse eines typischen Aluminiumbleches für die Karosserieaußenhaut herangezogen. Abbildung 57 zeigt die bei Raumtemperatur gemäß der in Kapitel 4.4.4 beschriebenen Methodik bestimmte Grenzformänderungskurve von kommerziellem Aluminiumblech AA6016-T4 (AlSi1,2Mg0,4) der Blechstärke 1,5 mm im Vergleich zu den bei Raumtemperatur sowie 150 °C ermittelten Ergebnissen der Magnesiumbleche. Die Umformbarkeit der Magnesiumbleche ist generell geringer ausgeprägt als die des typischen Aluminiumbleches. Lediglich das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt Umformvermögen, welches insbesondere im Streckziehfall mit dem Aluminiumblech vergleichbar ist. Es ist bemerkenswert, dass auch die qualitative Form der Grenzformänderungskurve des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 mehr der des typischen Aluminiumbleches als der der anderen untersuchten Magnesiumbleche entspricht. Eine Versuchstemperatur von 150 °C führt für alle untersuchten Magnesiumbleche unter Dehnpfaden, welche vor allem Verformung in der Blechebene bewirken und auf dem linken Ast der Grenzformänderungskurve zu finden sind, zu einer höheren Umformbarkeit als es für das Aluminiumblech bei Raumtemperatur der Fall ist. Im ebenen Verzerrungszustand und im Streckziehfall auf dem rechten Ast der Grenzformänderungskurve verbleibt die Umformbarkeit der Magnesiumbleche, mit Ausnahme des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10, verglichen mit dem typischen Aluminiumblech, auf niedrigem Niveau.

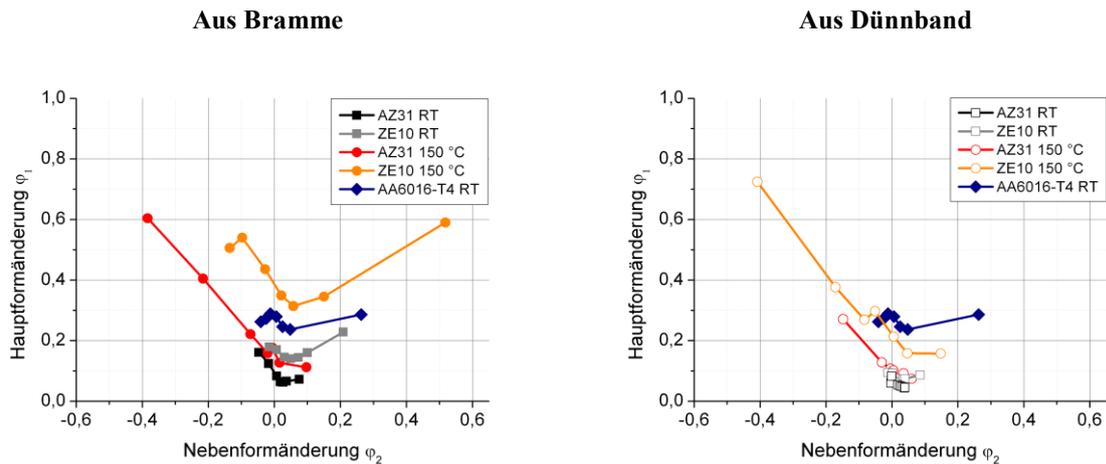


Abbildung 57: Grenzformänderungsschaubilder der aus Bramme und aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 im Vergleich zu Aluminiumblechen AA6016-T4 (AlSi1,2Mg0,4)

Wie zuvor beschrieben, kann dieses Verhalten auf die unzureichende Aktivierung von Gleitmechanismen zurückgeführt werden, welche Verformungen in Blechdickenrichtung bei einer vorliegenden kristallographischen Textur mit Orientierung der Basalebenen parallel zur Blechebene zulassen. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt bei einer moderaten Umformtemperatur von 150 °C eine Umformbarkeit, welche über der Kaltverformbarkeit von Aluminiumblech AA6016-T4 liegt. Es ist anzunehmen, dass auch niedrigere Umformtemperaturen als 150 °C beim aus Bramme gewalzten Blech ZE10 zu einer akzeptablen Umformbarkeit führen.

Eine zum typischen Aluminiumblech AA6016-T4 vergleichbare Umformbarkeit wird für die Bleche der Legierung AZ31 sowie das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 erst bei weiter erhöhten Versuchstemperaturen von 200 °C und 250 °C erreicht. Eine erhöhte Prozesstemperatur stellt zusätzliche technologische Herausforderungen an den Umformprozess. Neben steigenden Kosten und Taktzeiten durch die Erwärmungen von Halbzeug sowie Werkzeug ist die Verwendung von Festschmierstoffen wie Graphit oder Molybdändisulfid angezeigt [IWA04]. Das Entfernen dieser Festschmierstoffe vor weiteren Prozessschritten wie dem Aufbringen einer Korrosionsschutzschicht erhöht Aufwand und Kosten gleichermaßen.

Die ansteigende Umformbarkeit von Magnesiumlegierungen im Temperaturbereich 200 °C aufwärts wird üblicherweise mit der stark steigenden Aktivität nicht-basaler Gleitsysteme erklärt [DOE01], vergleiche Kapitel 6.2.1. Hiervon profitiert insbesondere die Streckziehfähigkeit der Bleche der Legierung AZ31 sowie des aus Dünband gewalzten Bleches ZE10. Bei 200 °C Versuchstemperatur zeigen diese Bleche eine deutliche Zunahme der Streckziehfähigkeit, während das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zwar auch eine

Zunahme der Streckziehfähigkeit zeigt, sich aber die generelle Form der Grenzformänderungskurve nicht verändert. Der abgeschwächte Texturtypus und die gegenüber der Blechnormalen ausgelenkten Basalebene dieses Bleches ermöglichen bereits bei niedrigeren Temperaturen eine homogenere Verformung und Blechdickenabnahme. Im ebenen Verzerrungszustand zeigt sich keine sprunghafte Zunahme der Umformbarkeit der untersuchten Bleche beim Übergang von 150 °C auf 200 °C Versuchstemperatur. Dieser Dehnpfad ist in der industriellen Anwendung besonders kritisch. An Bauteilen, welche im ebenen Verzerrungszustand umgeformt werden, treten besonders häufig Schlechteile auf [WAG89, DRE10]. Daher darf die Beurteilung der Grenzformänderungskurven nicht nur anhand von Extrema stattfinden, sondern muss insbesondere den ebenen Verzerrungszustand berücksichtigen. Wie in Abbildung 38 in Kapitel 5.3.3 gezeigt, erzielt das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 bereits bei 150 °C eine erreichbare Hauptformänderung im ebenen Verzerrungszustand, die von keinem anderen untersuchten Blech selbst bei 250 °C Versuchstemperatur übertroffen wird. Eine Besonderheit zeigt sich auf dem linken Ast der Grenzformänderungskurve der Bleche der Legierung AZ31. Sowohl das aus Bramme als auch das aus Dünnband gewalzte Blech AZ31 zeigen für die Geometrie I einen Abfall der Umformbarkeit beim Wechsel der Versuchstemperatur von 200 °C auf 250 °C. Ein Verständnis dieses Verhaltens, welches nur auf dem linken Ast der Grenzformänderungskurve vorliegt, erfordert eine genauere Studie des Fließverhaltens.

6.2.3 Fließverhalten

Genauere Aussagen über das Fließverhalten lassen sich gewinnen, wenn die lokale Formänderung am Rissentstellungsort studiert wird. Hierzu wird in dieser Arbeit das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 verwendet, welches das Verhältnis aus Nebenformänderung φ_2 zur Blechdickenabnahme φ_3 angibt. Dieses Dehnungsverhältnis ist mit der Definition des r -Wertes vergleichbar, siehe hierzu Kapitel 4.3. Ein quantitativer Vergleich zu dem r -Wert verbietet sich allerdings aufgrund grundsätzlich verschiedener Messaufbauten und Kräfteinleitungen zwischen dem einachsigen Zugversuch und dem Nakajimaversuch. Auch betrachtet der r -Wert lediglich den plastischen Dehnungsanteil, wobei der elastische Dehnungsanteil bei der Blechumformung als klein gegenüber dem plastischen Anteil angenommen werden kann. In Abbildung 58 ist das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 für die aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 gegen die Hauptformänderung φ_1 für exemplarische Proben der taillierten Geometrie I und der Vollkreisgeometrie VII bis zum Probenbruch aufgetragen. Für die Vollkreisgeometrie VII zeigt sich für alle Versuchstemperaturen und für beide Bleche ein nahezu konstantes Dehnungsverhältnis

$\varphi_2/\varphi_3 = -0,5$, entsprechend dem idealen Streckziehfall. Lediglich kurz vor dem Probenbruch sind Abweichungen hiervon aufgrund von Dehnungslokalisierung zu beobachten.

Aus Bramme

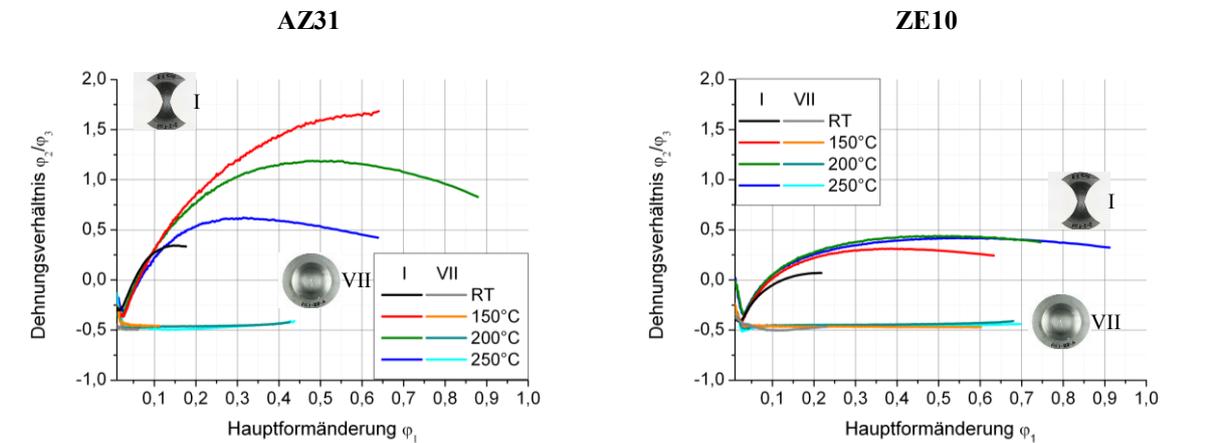


Abbildung 58: Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 , aus Bramme gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Für die taillierte Geometrie I wird zunächst ein Abfall des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 auf bis zu $\varphi_2/\varphi_3 = -0,5$ bei geringen Hauptformänderungen φ_1 für beide Bleche beobachtet. Dieses Verhalten korreliert mit der Anpassung der ebenen Blechgeometrie an die sphärische Geometrie des verwendeten Werkzeuges [ABS11, LAP08]. Das Blech wird zunächst bei Kontakt mit dem Stempel gestreckt, vergleiche hierzu auch Abbildung 9 in Kapitel 4.4.2, welche den grundsätzlichen Messaufbau des Nakajimaversuches zeigt. Ein Dehnungsverhältnis $\varphi_2/\varphi_3 = -0,5$ ist hierbei typisch für das Streckziehen mit $\varphi_1 = \varphi_2 = -0,5\varphi_3$. Anschließend an das initiale Strecken der Proben über den Stempel steigt das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 für alle Versuchstemperaturen an. Dieses Verhalten führt ebenfalls zu einer leichten Verschiebung des Minimums der Grenzformänderungskurve zu positiven Nebenformänderungen φ_2 ist, vergleiche Abbildungen 35 und 36 in Kapitel 5.3.3. Ohne oben beschriebenes Strecken der Proben über den Stempel wäre ein Zusammenfallen des Minimums der Grenzformänderungskurve mit dem ebenen Verzerrungszustand ($\varphi_2 = 0$) zu erwarten. Dieses Verhalten kann im Marciniak-Versuch beobachtet werden [ABS11, LAP08].

Bei Raumtemperatur zeigt sich ein deutlicher Anstieg des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31, welches in einen Sättigungswert läuft. Für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 ist ein moderater Anstieg des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 zu beobachten. Ein geringeres Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 kann so gedeutet werden, dass der Blechwerkstoff bei der Umformung eine geringere Hemmung zeigt, aus der Blechdicke zu fließen. Bei einer Versuchstemperatur von 150 °C steigt das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 bis zum Probenbruch nicht nur kontinuierlich an, sondern, verglichen mit der Prüfung bei 200 °C und 250 °C, bei konstanter Hauptformänderung φ_1 stets

höhere Werte annimmt. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 fließt bei 150 °C verglichen mit 200 °C und 250 °C verstärkt in der Blechebene, da das Fließen aus der Blechdicke gehemmt ist. Von der anfänglichen Streckung der Probe über das Versuchswerkzeug bis zum Bruch steigt das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 auf $\varphi_2/\varphi_3 > 2$, was für ein bevorzugtes Fließen des Blechwerkstoffes in der Blechebene spricht. Bei 200 °C Versuchstemperatur läuft das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 in ein Maximum hinein und sinkt anschließend. Somit reduziert sich die Hemmung aus der Blechdicke zu fließen mit steigender Hauptformänderung φ_1 . Dieses Maximum wird bei 250 °C Versuchstemperatur bei einer geringeren Hauptformänderung φ_1 erreicht. Die erreichbare Hauptformänderung φ_1 bis zum Probenbruch entspricht der bei 150 °C erreichbaren Hauptformänderung.

Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 hingegen zeigt für die taillierte Geometrie I eine geringe Zunahme des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 für konstante Hauptformänderung φ_1 mit von 150 °C auf 200 °C steigender Versuchstemperatur. Ein wenig ausgeprägtes Maximum verschiebt sich zu höheren Hauptformänderungen φ_1 . Das Fließverhalten bei 250 °C entspricht qualitativ dem bei 200 °C Versuchstemperatur. Generell ist das Fließverhalten des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 weit weniger von der Versuchstemperatur abhängig als das Fließverhalten des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31. Es ist bemerkenswert, dass sich das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 für beide Bleche mit steigender Versuchstemperatur einem ähnlichen Wert annähert. Dieser Wert liegt im Bereich $\varphi_2/\varphi_3 \approx 0,5$. Wird nun der Beginn der Betrachtung des Dehnungsverhältnisses hinter die anfängliche Streckung des Bleches über das Versuchswerkzeug gelegt, so entspricht ein Anstieg des Dehnungsverhältnisses um 1,0 isotropem Materialverhalten. Diese Annäherung kann ebenfalls anhand der Abbildung 35 in Kapitel 5.3.3 nachvollzogen werden. Ein Abfall des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 bedeutet eine Verschiebung der Grenzformänderungskurven hin zu betragsmäßig niedrigeren Nebenformänderungen φ_2 bei vergleichbaren Hauptformänderungen φ_1 . Ein verstärktes Fließen aus der Blechdicke ist somit an einer Rechtsverschiebung, hin zum idealen Streckziehen, im Diagramm erkennbar.

In Abbildung 59 ist die Entwicklung des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 über die Hauptformänderung φ_1 für die aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 dargestellt. Auch diese Bleche zeigen für die Vollkreisgeometrie VII zunächst ein ideales Streckziehverhalten mit einem Dehnungsverhältnis $\varphi_2/\varphi_3 = -0,5$. Das aus Dünnsband gewalzte Blech AZ31 weist bei Raumtemperatur und 150 °C Versuchstemperatur bei geringen Hauptformänderungen φ_1 eine Abweichung von diesem Dehnungsverhältnis auf. Dies korreliert mit der geringen Umformbarkeit dieses Bleches im Streckziehfall, vergleiche hierzu

Abbildung 36 in Kapitel 5.3.3. Eine homogene Umformung dieses Bleches bei Raumtemperatur ist im Streckziehfall nur bis zu geringen Dehnungen möglich. Die Dehnungslokalisierung und somit Abweichung des Dehnpfades vom idealen Dehnungsverhältnis $\varphi_2/\varphi_3=0,5$ setzt frühzeitig ein.

Aus Dünmband

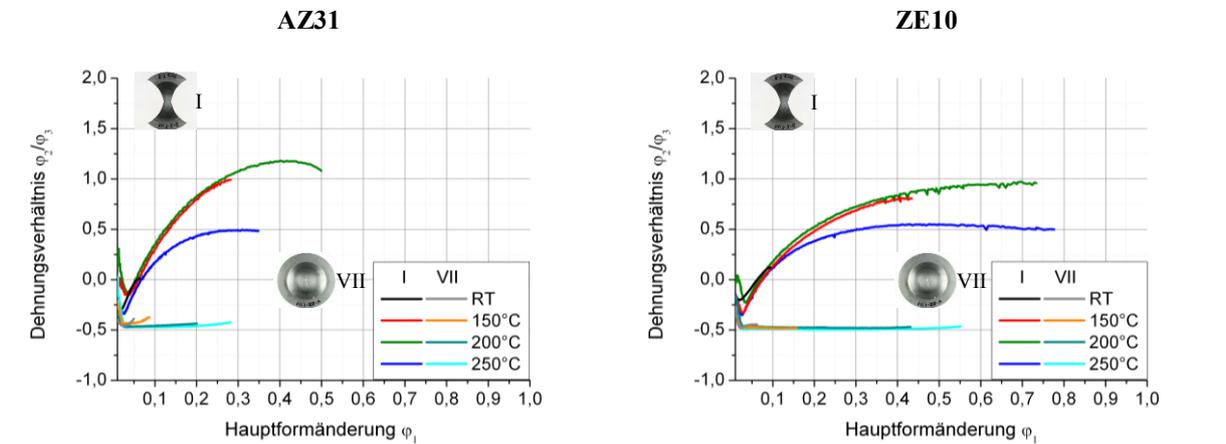


Abbildung 59: Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 , aus Dünmband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Für die taillierte Geometrie I zeigt sich ein Strecken des ebenen Bleches über das sphärische Versuchswerkzeug, verbunden mit einem Abfall des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 bei niedrigen Hauptformänderungen φ_1 . Bei Raumtemperatur ist das Umformvermögen der aus Dünmband gewalzten Bleche gering. Es kommt zu einem Anstieg des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 bis zum Versagen der Probe. Bei 150 °C Versuchstemperatur steigt das Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 sowohl für das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31 als auch für das aus Dünmband gewalzte Blech ZE10 mit steigender Hauptformänderung φ_1 an. Der Anstieg ist für das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31 deutlicher ausgeprägt. Bis zum Versagen der Probe wird kein Sättigungswert erreicht. Bei 200 °C Versuchstemperatur ist der Kurvenverlauf des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 parallel zum Kurvenverlauf bei 150 °C für beide aus Dünmband gewalzten Bleche. Dies stellt einen klaren Unterschied zum aus Bramme gewalzten Blech AZ31 dar. Weiterhin sind der Anstieg und die erreichten Maxima für das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31 höher als für das aus Dünmband gewalzte Blech ZE10. Das aus Dünmband gewalzte Blech ZE10 zeigt bei 200 °C und bei 250 °C kein ausgeprägtes Maximum im Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 . Ebenso verhält sich das aus Dünmband gewalzte Blech AZ31 bei 250 °C. Tendenziell nähern sich auch diese Bleche einem Dehnungsverhältnis von $\varphi_2/\varphi_3=0,5$ für die taillierte Geometrie bei 250 °C Versuchstemperatur an. Dies entspricht unter der Annahme einer Nullpunktverschiebung auf $\varphi_2/\varphi_3=0,5$ durch das anfängliche Strecken der ebenen Proben über den sphärischen Stempel einer Annäherung an isotropes Materialverhalten.

Das beschriebene Fließverhalten der Bleche im Nakajimaversuch zeigt, dass die Änderungen in der Umformbarkeit der untersuchten Bleche mit steigender Versuchstemperatur nicht nur quantitativer Natur sind. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 weist keine nennenswerte qualitative Änderung des Fließverhaltens mit der Temperatur auf, was sich in der unveränderten Form der Grenzformänderungskurve in Abbildung 35, Kapitel 5.3.3, widerspiegelt. Für die Bleche der Legierung AZ31 und für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 hingegen zeigt sich mit steigender Versuchstemperatur eine Verschiebung der Grenzformänderungskurve hin zu betragsmäßig geringerer Nebenformänderung bei konstanter Hauptformänderung, siehe Abbildungen 35 und 36 in Kapitel 5.3.3. Dies korreliert direkt mit dem Abfall des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 der Geometrie I mit steigender Versuchstemperatur. Eine Erhöhung der Versuchstemperatur führt bei diesen Blechen somit zu einer erhöhten Neigung zur Ausdünnung während der Umformung. Dies ist gut mit der zunehmenden Aktivierung nicht-basaler Gleitsysteme und insbesondere der Versetzungsbewegung auf Pyramidalebene zweiter Ordnung in Einklang zu bringen, da dieser Verformungsmechanismus die Blechdickenabnahme erleichtert [AGN01].

Eine übermäßige Ausdünnung ist in Tiefziehprozessen zumeist nicht erwünscht [TEK09, STU11c]. Ein Blech, welches bevorzugt aus der Dickenrichtung fließt kann zu Bauteilen führen, welche einen geringen lasttragenden Querschnitt aufweisen. Eine Reduktion des lasttragenden Querschnitts führt zu einer Schwachstelle, welche versagensauslösend sein kann. Unter diesem Gesichtspunkt ist das niedrige Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 kritisch zu sehen. Auch während der Umformung kann in ausdünnenden Bereichen schneller ein lokalisiertes Verhalten auftreten, welches die Grenzformänderungskurve anzeigt. Der Abfall des Dehnungsverhältnisses φ_2/φ_3 der Geometrie I hin zur Versuchstemperatur 250 °C ist für die Bleche der Legierung AZ31 besonders stark ausgeprägt. Diese Bleche zeigen einen deutlichen Abfall der Umformbarkeit am linken Rand des Grenzformänderungsschaubildes verglichen mit einer Umformtemperatur von 200 °C. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 weist allerdings bei jeder Versuchstemperatur ein niedriges Dehnungsverhältnis φ_2/φ_3 für die Geometrie I auf. Die abgeschwächte Ausgangstextur jedoch kann zu einer homogeneren Verformung führen, so dass eine Lokalisierung erst bei höherer Gesamtverformung auftritt. Auch verfestigt das Material gleichmäßiger und, wie im folgenden Kapitel 6.3 gezeigt, weist das Material nur ein sehr begrenztes Maß an dynamischer Rekristallisation, welche der Verfestigung entgegenwirkt, auf. Im Falle einer Spannungsüberhöhung an einer einsetzenden Lokalisierung wirkt eine zunehmende Verfestigung des Materials versagenshemmend, da es zu keiner

bevorzugten Verformung im betroffenen Probenbereich kommt und sich der Werkstoff weiter homogen verformt.

In dieser Arbeit wird die Grenzblechdickenabnahme eingeführt. Hiermit wird die zur Grenzformänderung gehörige Blechdickenabnahme φ_3 bezeichnet. Sie gibt somit die Blechdickenabnahme φ_3 an, welche beim Eintreten einer lokalisierten Verformung im Nakajimaversuch vorliegt. Abbildung 60 zeigt die Blechdickenabnahme φ_3 , aufgetragen gegen die Nebenformänderung φ_2 für die aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Diese Darstellung erlaubt eine genauere Studie der senkrechten Anisotropie und ist mit dem Grenzformänderungsschaubild vergleichbar, welches die Hauptformänderung φ_1 aufträgt, siehe Kapitel 5.3.3.

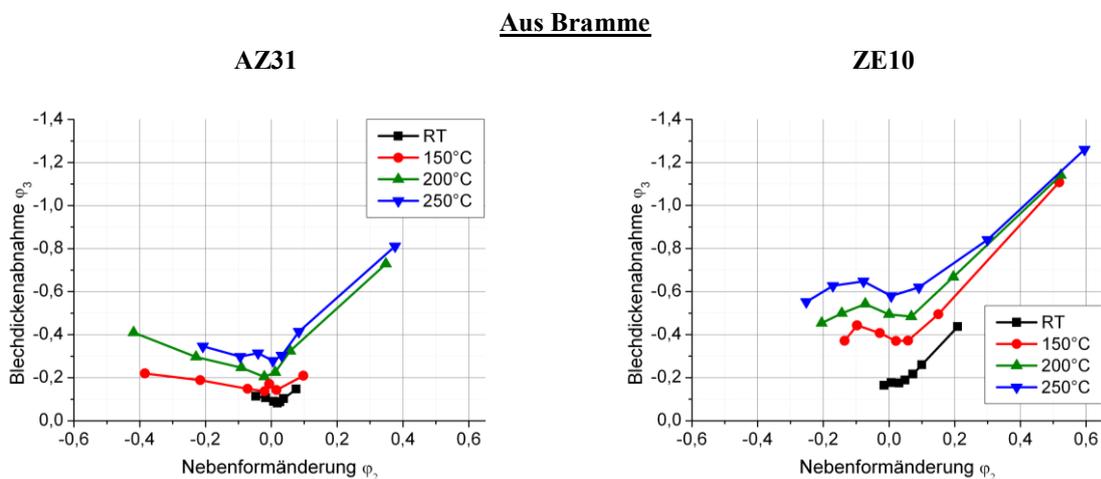


Abbildung 60: Grenzblechdickenabnahme φ_3 der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10

Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 zeigt bei Raumtemperatur und 150 °C eine geringe Blechdickenabnahme φ_3 bis zum Einsetzen der lokalisierten Verformung mit $|\varphi_3| < 0,3$. Diese Blechdickenabnahme ist für alle Dehnpfade vergleichbar. Es werden jedoch auf dem linken Ast der Grenzblechdickenabnahmekurve betragsmäßig deutlich höhere Nebenformänderungen φ_2 erreicht. Dies äußert sich in einer höheren erreichbaren Hauptformänderung φ_1 für diese Dehnpfade als für Dehnpfade mit positiver Nebenformänderung φ_2 . Der Blechwerkstoff fließt bevorzugt in der Blechebene. Somit liegt nahe, dass die Umformbarkeit von Proben im Bereich positiver Nebenformänderung φ_2 , welche primär aus der Blechdicken fließen, durch die realisierbare Blechdickenabnahme φ_3 begrenzt ist. Bei der Erhöhung der Versuchstemperatur auf 200 °C zeigt das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 eine Zunahme der erreichbaren Blechdickenabnahme φ_3 insbesondere im Streckziehfall auf $|\varphi_3| = 0,7$. Bei 250 °C Versuchstemperatur kommt es zu einer Reduktion der Nebenformänderung φ_2 bei vergleichbarer Blechdickenabnahme φ_3 . Somit kann geschlossen werden, dass das Blech bei dieser Versuchstemperatur bevorzugt aus der

Blechdicke fließt und eine deutliche Ausdünnung des Bleches während der Umformung stattfindet.

Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 hingegen zeigt im Streckziehfall selbst bei Raumtemperatur eine Blechdickenabnahme $|\varphi_3| > 0,4$ und eine im Vergleich der Bleche sehr hohe erreichbare Blechdickenabnahme $|\varphi_3| = 1,1$ bei 150 °C. Ein Umformgrad von $|\varphi_3| > 1$ ist hierbei nicht mit einer technischen Blechdickenabnahme von über 100% zu verwechseln. Das Fließen aus der Blechdicke ist bei Raumtemperatur bis zu höheren Umformgraden ohne Einsetzen einer lokalisierten Verformung möglich. Für Dehnpfade mit negativer Nebenformänderung φ_2 ist keine deutliche Abhängigkeit der erreichbaren Blechdickenabnahme vom Dehnpfad vorhanden. Eine Erhöhung der Versuchstemperatur auf 200 °C beziehungsweise 250 °C führt für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zu einer weiteren Zunahme der erreichbaren Blechdickenabnahme φ_3 , ohne dass sich der Kurvenverlauf qualitativ verändert.

Abbildung 61 zeigt die entsprechenden Grenzblechdickenabnahmeschaubilder für die aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10. Hierbei folgt das aus Dünnband gewalzte Blech AZ31 den Tendenzen des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31, wenngleich auf quantitativ niedrigerem Niveau. Erst bei einer Versuchstemperatur von 200 °C und 250 °C kommt es zu einer deutlichen Blechdickenabnahme φ_3 im Streckziehfall von $|\varphi_3| = 0,3$ beziehungsweise $|\varphi_3| = 0,5$. Ein Wechsel der Versuchstemperatur von 200 °C zu 250 °C führt in erster Linie zu einer Reduzierung der Nebenformänderung auf dem linken Ast der Blechdickenabnahmekurve. Bei Raumtemperatur und 150 °C Versuchstemperatur ist die Blechdickenabnahme für alle Dehnpfade mit $|\varphi_3| = 0,1$ als gering zu bezeichnen. Die Umformbarkeit dieses Bleches wird somit, ebenso wie die des aus Bramme gewalzten Bleches, durch die erreichbare Blechdickenabnahme φ_3 limitiert.

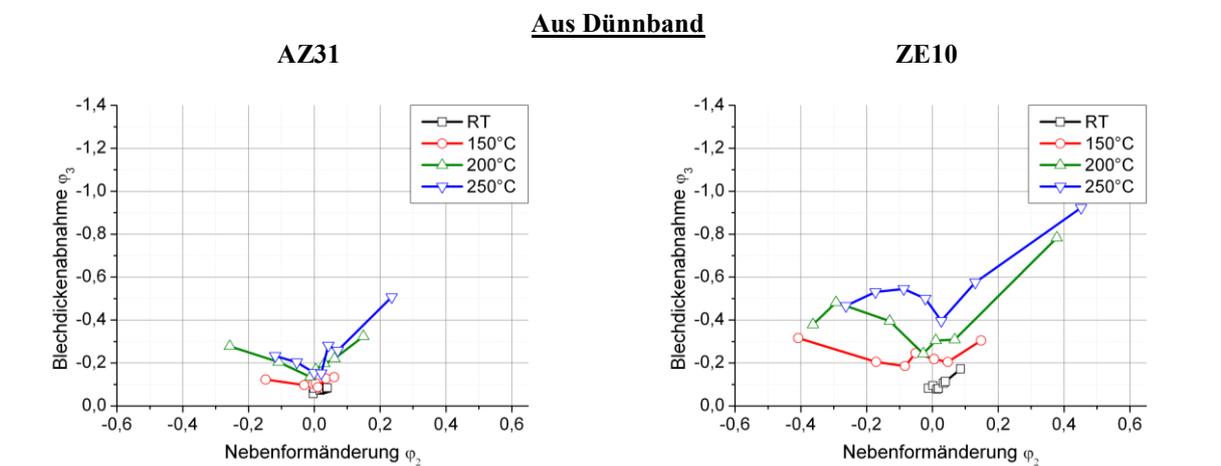


Abbildung 61: Grenzblechdickenabnahme φ_3 der aus Dünnband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10

Das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 zeigt eine betragsmäßig höhere erreichbare Blechdickenabnahme φ_3 bis zum Einsetzen lokalisierter Verformung für alle Versuchstemperaturen und Dehnpfade. Bei Raumtemperatur ist die Blechdickenabnahme φ_3 begrenzt und erreicht ihren höchsten Betrag mit $|\varphi_3|=0,2$ im Streckziehfall. Bei 150 °C ist die erreichbare Blechdickenabnahme φ_3 mit $0,2 < |\varphi_3| < 0,3$ nahezu vom Dehnpfad unabhängig, der Betrag der Nebenformänderung $|\varphi_2|$ dagegen nimmt auf dem linken Ast der Blechdickenabnahmekurve ab. Im Kontext der erhöhten erreichbaren Hauptformänderung φ_1 kann geschlossen werden, dass dieses Blech bei 150 °C bevorzugt in der Blechebene fließt. Eine Erhöhung der Versuchstemperatur auf 200 °C ist für eine erhöhte Streckziehfähigkeit nötig. Auch bei diesem Blech reduziert sich bei der Erhöhung der Versuchstemperatur auf 250 °C in erster Linie die Nebenformänderung auf dem linken Ast der Blechdickenabnahmekurve. Es kommt zu einem moderaten Anstieg der erreichbaren Blechdickenabnahme von $|\varphi_3|=0,8$ auf $|\varphi_3|=0,9$. Das aus Bramme gewalzte Blech AZ31 und die aus Dünnsband gewalzten Bleche AZ31 sowie ZE10 zeigen ein qualitativ ähnliches Fließverhalten, wobei quantitative Unterschiede zu beobachten sind. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 hingegen weist bereits bei 150 °C eine gegenüber Prüfung bei Raumtemperatur deutlich erhöhte Streckziehfähigkeit auf und unterliegt keiner qualitativen Änderung des Fließverhaltens bei weiterer Erhöhung der Versuchstemperatur.

6.3 Mikrostruktur- und Texturentwicklung

Das abweichende Umformverhalten der untersuchten Bleche hat einerseits seinen Ursprung in den zu Versuchsbeginn vorliegenden Eigenschaften der Bleche hinsichtlich Mikrostruktur und kristallographischer Textur, und ist andererseits in der Veränderung dieser Eigenschaften während der Umformversuche begründet.

6.3.1 Mikrostrukturentwicklung durch dynamische Rekristallisation

In den Abbildungen 25 und 26 in Kapitel 5.2.3 sowie 39-43 in Kapitel 5.3.4 ist gezeigt, dass sich die Mikrostruktur der Proben durch den einachsigen Zugversuch und den Nakajimaversuch deutlich ändert. Die hohe Anzahl an beobachteten Zwillingen ist typisch für die Kaltumformung von Magnesiumlegierungen [ALS08]. Auch wenn das Gefüge optisch durch diese Zwillingsgrenzen geprägt wird, darf der Betrag zur Gesamtverformung durch mechanische Zwillingsbildung nicht überschätzt werden. Ihr Beitrag ist auf eine wahre Dehnung von etwa $\varphi=0,065$ begrenzt [YI10]. Den überwiegenden Beitrag zur Gesamtverformung liefert die Versetzungsgleitung. Die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnsband gewalzte Blech ZE10 weisen eine qualitativ vergleichbare Mikrostruktur nach

dem einachsigen Zugversuch und dem Nakajimaversuch auf. Es kommt während der Warmumformung zu einer Neuausbildung des Gefüges durch dynamische Rekristallisation. Hierbei resultiert eine erhöhte Versuchstemperatur in einem erhöhten Rekristallisationsgrad. Wie in Kapitel 3.1.2 beschrieben, läuft der thermisch aktivierte Rekristallisationsprozess bei erhöhter Temperatur vollständiger ab als bei niedriger Temperatur. Zusätzlich führt, wie in den Abbildungen 21 und 22 in Kapitel 5.2.2 gezeigt, eine erhöhte Versuchstemperatur im einachsigen Zugversuch zu einer höheren Bruchdehnung. Eine höhere Umformung bedeutet gleichzeitig auch eine absolut höhere Zahl in das Material eingebrachter Versetzungen, deren Reduzierung die maßgebliche Triebkraft der dynamischen Rekristallisation darstellt. Da die Lichtmikroskopaufnahmen in den Abbildungen 25 und 26 in Kapitel 5.2.3 Proben zeigen, welche bis zum Erreichen der Bruchdehnung umgeformt werden, ist ein höherer Rekristallisationsgrad auch auf einen höheren Umformgrad zurückführbar. Die in den Abbildungen 39, 41 und 43 gezeigten Lichtmikroskopaufnahmen der Geometrie I weisen bei 250 °C Versuchstemperatur einen höheren Rekristallisationsgrad auf als die bei 200 °C umgeformten Proben, ohne dass die erreichbare Hauptformänderung für die bei 250 °C umgeformten Proben höher wäre.

Die Keimbildung der dynamischen Rekristallisation geschieht vorwiegend an den Korngrenzen des ursprünglichen Gefüges. Bereits bei 150 °C Versuchstemperatur sind für die Bleche der Legierung AZ31 und für das aus Dünnband gewalzte Blech Z10, wie aus den Abbildungen 25 und 26 hervorgeht, dynamische rekristallisierte Körner in der Mantelregion der bestehenden Körner zu beobachten. Mit zunehmender Versuchstemperatur erweitert sich der Bereich neugebildeter Körner in der Mantelregion bestehender Körner und bildet kontinuierliche Bänder zwischen unrekristallisierten Körnern. Dieser Ablauf ist typisch für den Rekristallisationsmechanismus, welcher als kontinuierliche Rekristallisation (CDRX) bezeichnet wird, vergleiche hierzu auch Kapitel 3.1.2. Nach Ion et al. [ION82] können die sich bildenden Bänder rekristallisierter Körner als duktile Zonen lokalisierter Verformung angesehen werden. Das Vorhandensein solcher duktiler Zonen kann eine hohe makroskopische Gesamtverformung begünstigen. Durch die geringe Korngröße ist Korngrenzengleiten als zusätzlicher Verformungsmechanismus denkbar [TAN03]. Die Ausbildung von Bändern rekristallisierter Körner kann in den durchgeführten Versuchen in den Blechen der Legierung AZ31 und dem aus Dünnband gewalzten Blech ZE10 bei einer Versuchstemperatur von 200 °C beobachtet werden, vergleiche hierzu Abbildungen 25 und 26. Es ist naheliegend, die erhöhte Umformbarkeit der Bleche der Legierung AZ31 bei dieser Temperatur auf die Ausbildung von duktilen Zonen lokalisierter Verformung zurückzuführen.

Wie in Kapitel 5.3.3 gezeigt, ist die erhöhte Umformbarkeit der genannten Bleche im Vergleich zur Versuchstemperatur 250 °C auf Proben mit negativer Nebenformänderung im Nakajimaversuch begrenzt. Das Fließverhalten ist der maßgebliche Einflussfaktor auf die Umformbarkeit im Nakajimaversuch, vergleiche hierzu auch die Ausführungen in Kapitel 6.2.3.

Bemerkenswert ist der bei 200 °C und 250 °C höhere Rekristallisationsgrad der Vollkreisgeometrie VII im Nakajimaversuch verglichen mit der taillierten Geometrie I, vergleiche hierzu die Lichtmikroskopaufnahmen der Bleche der Legierung AZ31 und des aus Dünband gewalzten Bleches ZE10 in den Abbildungen 39, 41 und 43 in Kapitel 5.3.5 sowie die Darstellung des Gefügeanteils mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° in Abbildung 50 in Kapitel 5.3.6. Für die Vollkreisgeometrie VII wird, wie in den Abbildungen 35 und 36 gezeigt, eine geringere Hauptformänderung φ_1 als für die taillierte Geometrie I erreicht. Hierbei ist zu beachten, dass die Hauptformänderung φ_1 lediglich einen Umformgrad in eine Richtung beschreibt. Zur Erfassung der Gesamtumformung der Probe ist die Aufstellung eines Vergleichsumformgrades, welcher es ermöglicht, unterschiedliche Umformoperationen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf den Werkstoff miteinander ins Verhältnis zu setzen, eine gängige Methode. Nach von Mises [VON13] kann ein Vergleichsumformgrad φ_v zu $\varphi_v = \sqrt{2/3(\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)}$ berechnet werden. Hierbei steht φ_1 für die Hauptformänderung, φ_2 für die Nebenformänderung und φ_3 für die Blechdickenabnahme. Die Blechdickenabnahme φ_3 wird unter Annahme der Volumenkonstanz aus der Hauptformänderung φ_1 und der Nebenformänderung φ_2 errechnet. Die Annahmen des von Mises-Ansatzes stellen für anisotrope Werkstoffe eine Näherung dar, zu komplexeren Materialmodellen sei hier exemplarisch auf die Arbeiten von Nebebe Mekonen et al. [MEK13] hingewiesen.

In den Abbildungen 62 und 63 ist der Vergleichsumformgrad nach von Mises über die Nebenformänderung im Nakajimaversuch für die aus Bramme und für die aus Dünband gewalzten Bleche der Legierungen AZ31 und ZE10 dargestellt. Für Proben mit negativer Nebenformänderung werden die Tendenzen der Grenzformänderungskurven in den Abbildungen 35 und 36 in Kapitel 5.3.3 bestätigt. Der erreichbare Vergleichsumformgrad nach von Mises φ_v korreliert direkt mit der erreichbaren Hauptformänderung φ_1 . Im Bereich positiver Nebenformänderung φ_2 zeigt sich für alle untersuchten Bleche für die Vollkreisgeometrie VII ein mit der taillierten Geometrie I vergleichbarer Umformgrad. Im Falle der Versuchstemperatur 250 °C für die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 liegt ein höherer erreichbarer Vergleichsumformgrad nach von Mises φ_v vor. Hiermit ist der entsprechend hohe Rekristallisationsgrad der

Vollkreisgeometrie VII erklärt, dessen Korrelation mit einem angenommenen Gesamtumformgrad aussagekräftiger ist als mit der erreichbaren Hauptformänderung ϕ_1 .

Die Betrachtung des von Mises-Vergleichsumformgrades ϕ_V unterstreicht die überlegene Streckziehfähigkeit des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 im Vergleich zu den anderen im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Bleche. Der erreichbare Vergleichsumformgrad nach von Mises ϕ_V der Vollkreisgeometrie übersteigt mit $\phi_V=1,1$ bereits bei 150 °C Versuchstemperatur die Ergebnisse der anderen untersuchten Bleche, selbst bei 250 °C Versuchstemperatur.

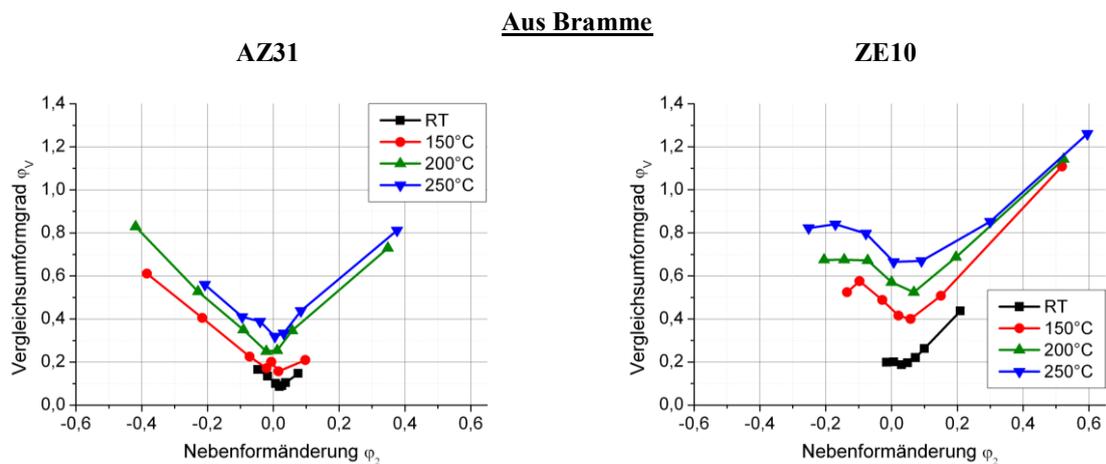


Abbildung 62: Vergleichsumformgrad nach von Mises der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 über die Nebenformänderung im Nakajimaversuch

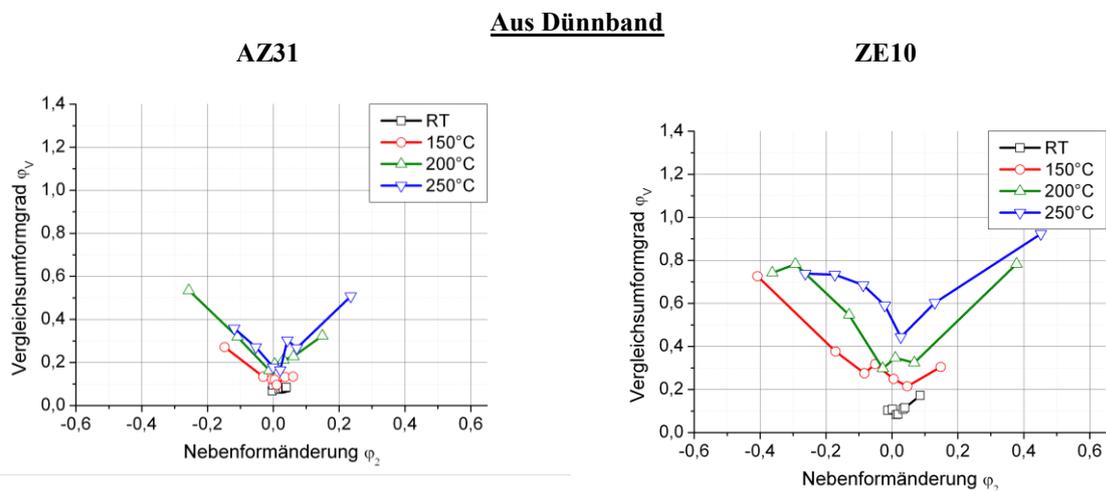


Abbildung 63: Vergleichsumformgrad nach von Mises der aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 über die Nebenformänderung im Nakajimaversuch

Ein weiterer Aspekt, der zum Verständnis des dehnpfadabhängigen Rekristallisationsverhaltens beiträgt, besteht in einer unterschiedlichen Aktivität von Gleitmechanismen während der Verformung. Bei negativer Nebenformänderung ϕ_2 lässt die Basalgleitung als auch die Prismengleitung unter Vorliegen einer Vorzugsorientierung der

Basalebene parallel zur Blechebene weitreichende Verformung in der Blechebene zu. Für eine hohe Blechdickenabnahme ist $\langle c+a \rangle$ -Pyramidalgleitung erforderlich. Eine erhöhte Aktivität nicht basaler Gleitmechanismen kann zu einem stärker ausgeprägten Rekristallisationsgrad bei ansonsten gleichbleibender Gesamtverformung führen [GAL01].

Die Mikrostruktur des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 weist nach dem einachsigen Zugversuch und dem Nakajimaversuch bei erhöhter Temperatur eine deutliche morphologische Textur auf. Ein geringes Maß an dynamischer Rekristallisation hat in Belastungsrichtung langgestreckte Körner zur Folge. Die Ausbildung einer morphologischen Textur mit stark gestreckten Körnern ist für Aluminiumlegierungen hinreichend beschrieben [LÜT99]. Ein Einfluss einer solchen morphologischen Textur auf die mechanischen Eigenschaften und ihre Anisotropie ist anzunehmen, die Untersuchung bleibt zukünftigen Studien vorbehalten.

Seltene Erdelemente können in Magnesiumlegierungen die dynamische Rekristallisation hemmen [GOT98, HAN10, BOH10]. Die chemische Zusammensetzung des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 ist allerdings hinsichtlich des Gehaltes an Seltenen Erdelementen mit dem aus Dünnsband gewalzten Blech ZE10 vergleichbar, welches ein hohes Maß an dynamischer Rekristallisation während der Umformung zeigt. Der Gehalt an Zirkon im aus Bramme gewalzten Blech ZE10, welcher die Korngrenzenmobilität reduziert, wird somit als primäre Ursache der gehemmten dynamischen Rekristallisation angesehen [STJ05]. Nach obiger Beschreibung des Rekristallisationsverhaltens der anderen untersuchten Bleche kann auch geschlossen werden, dass eine niedrigere relative Aktivität nicht-basaler Gleitmechanismen für eine reduzierte dynamische Rekristallisation verantwortlich gemacht werden kann. Gemäß der Beschreibung von Yi et al. [YI06b] erfordert die dynamische Rekristallisation während der Warmumformung einen Beitrag von nicht-basalen Gleitsystemen zur Umformung. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 lässt hinsichtlich seiner kristallographischen Textur eine leichtere Aktivierung der Basalgleitung gegenüber den anderen untersuchten Blechen zu. Somit ist die Annahme gerechtfertigt, dass der relative Beitrag nicht-basaler Gleitsysteme zur Gesamtverformung geringer ausfällt. Auch kann eine abgeschwächte kristallographische Textur zu einer gleichmäßigeren Verfestigung des Werkstoffes führen, so dass sich die Verformung nicht auf lokale Bereiche konzentriert, in denen es bevorzugt zum Einsetzen der dynamischen Rekristallisation kommt. Vergleiche hierzu die Darstellung der Kornorientierungsänderung in Abbildungen 48 und 49 in Kapitel 5.3.6. Neben Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung kann zusätzlich ein texturbedingter Einfluss auf das Rekristallisationsverhalten postuliert werden.

6.3.2 Texturentwicklung

Durch die Umformung der untersuchten Bleche im einachsigen Zugversuch sowie im Nakajimaversuch kommt es zu einer Veränderung der kristallographischen Textur. Hierdurch sind Rückschlüsse auf die beteiligten Verformungs- und Rekristallisationsmechanismen möglich. Es ist zu beachten, dass die Gesamtumformgrad der genauer betrachteten Proben keine Konstante ist und die Vergleichbarkeit von einachsigen Zugversuch und Nakajimaversuch, wie in Kapitel 6.4 beschrieben, nur begrenzt gegeben ist. Ein qualitativer Vergleich der Texturentwicklung ist dennoch zulässig, soweit die Ergebnisse zur Diskussion der involvierten Rekristallisations- und Verformungsmechanismen verwendet werden.

Die Texturveränderung aller untersuchten Bleche kann gemäß den Abbildungen 27 und 28 in Kapitel 5.2.4 sowie 44 und 45 in Kapitel 5.3.5 dadurch beschrieben werden, dass es zu einer Verbreiterung des Basalpols senkrecht zur Lasteinleitungsrichtung im einachsigen Zugversuch beziehungsweise der Hauptformänderungsrichtung für die taillierten Geometrie I im Nakajimaversuch kommt. Weiterhin zeigen die Abbildungen 27 und 28 in Kapitel 5.2.4 sowie 46 und 47 in Kapitel 5.3.5 die Ausbildung einer scharfen Prismenstruktur durch die Umformung. Diese Texturveränderung ist qualitativ mit den Tendenzen in α -Titanlegierungen vergleichbar [SIN00, ZAE03] und kann auf den Beitrag der Prismengleitung zur Gesamtverformung zurückgeführt werden [EBE07, STY04]. Trotz der im Vergleich zur Basalgleitung höheren kritischen Schubspannung der Prismengleitung haben Agnew et al. [AGN02] gezeigt, dass Prismengleitung bei Raumtemperatur einen signifikanten Beitrag zur Gesamtverformung von Magnesiumblechen leistet.

Für die Bleche der Legierung AZ31 sowie für das aus Dünnschicht gewalzte Blech ZE10 wird sowohl im einachsigen Zugversuch als auch für die taillierte Geometrie I im Nakajimaversuch ein Maximum in der Maximalintensität bei 150 °C oder 200 °C Versuchstemperatur gefunden. Ein Zurückgehen der Ausprägung der Prismenstruktur und der Ausschmierung des Basalpols bei erhöhten Versuchstemperaturen kann nicht auf eine geringere Aktivität der Prismengleitung zurückgeführt werden. Die kritische Schubspannung der Prismengleitung sinkt mit steigender Temperatur deutlich, was für einen höheren Beitrag der Prismengleitung zur Gesamtverformung spricht [ION82]. Vielmehr ist der Einfluss der dynamischen Rekristallisation auf die Texturveränderung zu betrachten. Das Maß an dynamischer Rekristallisation im aus Bramme gewalzten Blech ZE10 ist sowohl im einachsigen Zugversuch als auch im Nakajimaversuch gering. Dies geht aus den Abbildungen 25 in Kapitel 5.2.3 und 40 in Kapitel 5.3.4 und insbesondere aus der Betrachtung des Gefügeanteils mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° in Abbildung 50 in Kapitel 5.3.6 hervor. Ein

maßgeblicher Einfluss der dynamischen Rekristallisation auf die Texturausbildung kann für dieses Blech verneint werden. Die resultierende kristallographische Textur ist somit als Verformungstextur anzusehen. Für die Hemmung der dynamischen Rekristallisation kann primär der Zirkongehalt verantwortlich gemacht werden. Zirkon kann in aluminiumfreien Magnesiumlegierungen durch Herabsenkung der Korngrenzenmobilität das Wachstum von Rekristallisationskeimen stark begrenzen und eine kornfeinende Wirkung auf Rekristallisations- und Gussgefüge haben [STJ05]. Aus der Abbildung 52 entsteht die Annahme, dass der geringe Anteil des dynamisch rekristallisierten Gefüges mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° in der Vollkreisgeometrie VII des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 aus einem scherverformten Gefügeanteil resultiert. Das Einsetzen der dynamischen Rekristallisation an Scherbändern in Magnesiumlegierungen, welche Seltene Erdelemente enthalten, wird von Stanford et al. postuliert [STA08].

Die Bleche, welche in ihrer kristallographischen Ausgangstextur eine klare Vorzugsorientierung der Basalebene parallel zur Blechebene aufweisen, zeigen einen zum Teil deutlichen Anteil an dynamisch rekristallisiertem Gefüge, siehe Kapitel 5.3.4. Die kristallographische Textur der Gefügefraktion mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° ist mit den Ergebnissen der Gefügefraktion mit Kornorientierungsänderung größer 5° in den Abbildungen 51-54 in Kapitel 5.3.6 für die taillierte Geometrie I im Nakajimaversuch verglichen. Die stark verzerrten Körner tragen die kristallographischen Texturkomponenten bei, welche die Ausschmierung des Basalpols quer zur Hauptformänderungsrichtung sowie die ausgeprägte Prismenstextur bilden. Die gering verzerrten, als dynamisch rekristallisiert angesehenen Körner hingegen weisen keine Vorzugsrichtung der Prismenebenen auf. Die Rotation des Gitters um die c-Achse, welche zu einer Randomisierung der Orientierung der Prismenebenen führt, ist typisch für die kontinuierliche dynamische Rekristallisation [YI06b, ION82], vergleiche hierzu Kapitel 3.1.2. Die im rekristallisierten Gefüge vorliegende kristallographische Textur entspricht qualitativ der des Ausgangsgefüges. Der involvierte Rekristallisationsmechanismus ändert die grundlegende kristallographische Textur nicht. Zu beachten ist, dass die absolute Anzahl der Körner in der Gefügefraktion mit Kornorientierungsänderung größer 5° in den teilrekristallisierten Gefügen deutlich geringer ist als die Anzahl der dynamisch rekristallisierten Körner mit Kornorientierungsänderung kleiner 1° . Das Ausprägen einer scharfen Textur in der unrekristallisierten Gefügefraktion ist somit Ausdruck einer Selektion. Eine geringe Anzahl von Körnern hat naturgemäß keine so breite Orientierungsverteilung wie eine höhere Anzahl.

Bei der Vollkreisgeometrie VII verläuft die Fließrichtung radial in der Blechebene von der Domkuppe weg. Es liegt keine explizite bevorzugte Hauptformänderungsrichtung im Bereich der Domkuppe vor. Dies lässt eine Verknüpfung der Fließrichtung mit der Ausprägung einer Prismen­textur nicht zu, wie es bei der taillierten Geometrie I als auch dem einachsigen Zugversuch möglich ist. Weiterhin kann die Prismengleitung bei Vorliegen einer Vorzugsorientierung der Basalebene in der Blechebene und somit einer Vorzugsorientierung der Prismenebenen senkrecht zur Blechebene keinen entscheidenden Beitrag zur Blechdickenabnahme leisten, welche im Streckziehfall zwingend erforderlich ist. Dies erklärt die vergleichsweise schwach ausgeprägten Prismen­texturen der umgeformten Proben der Vollkreisgeometrie VII und das Fehlen einer Ausschmierung des Basalpols senkrecht zur Hauptformänderungsrichtung.

Für den einachsigen Zugversuch ergeben sich aufgrund der breiter gestreuten Versuchsparameter weitere Erkenntnisse. Der Einfluss der Dehnrates auf die Texturentwicklung lässt sich für die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 darauf reduzieren, dass eine Erhöhung der Dehnrates das Maximum der Maximalintensität der ausgeprägten Prismen­textur zu höheren Temperaturen verschiebt, siehe Abbildungen 64 und 65. Dies korrespondiert mit den Beobachtungen zu den mechanischen Eigenschaften in Kapitel 5.2.2. Eine Erhöhung der Dehnrates hat prinzipiell einen Einfluss auf die Warmumformung, der einer Absenkung der Versuchstemperatur gleich kommt [STU12]. Die im Vergleich zu den anderen untersuchten Blechen besonders deutlich ausgeprägte Prismen­textur im aus Dünnband gewalzten Blech ZE10 lässt sich für den einachsigen Zugversuch aus der hohen erreichten Bruchdehnung erklären.

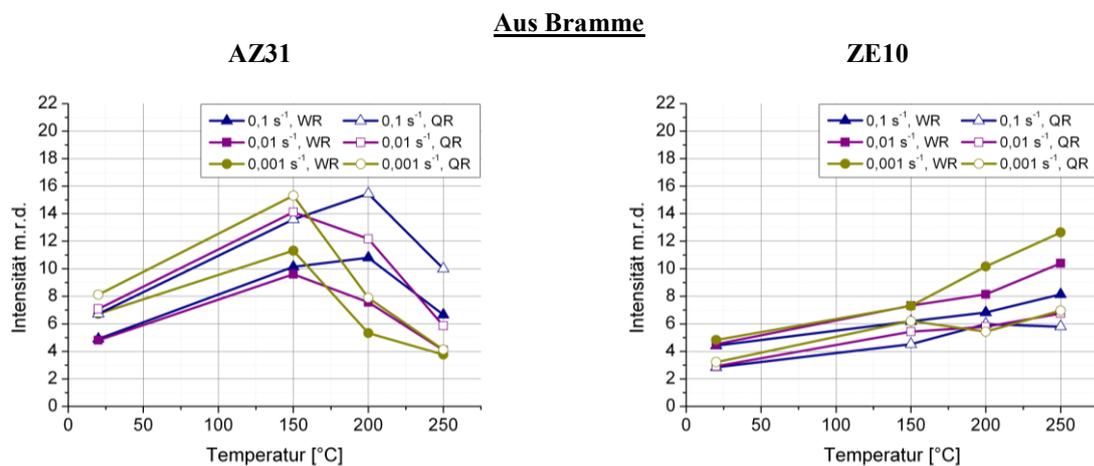


Abbildung 64: Maximalintensität des $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpols der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 in Abhängigkeit von der Dehnrates ds/dt über die Versuchstemperatur

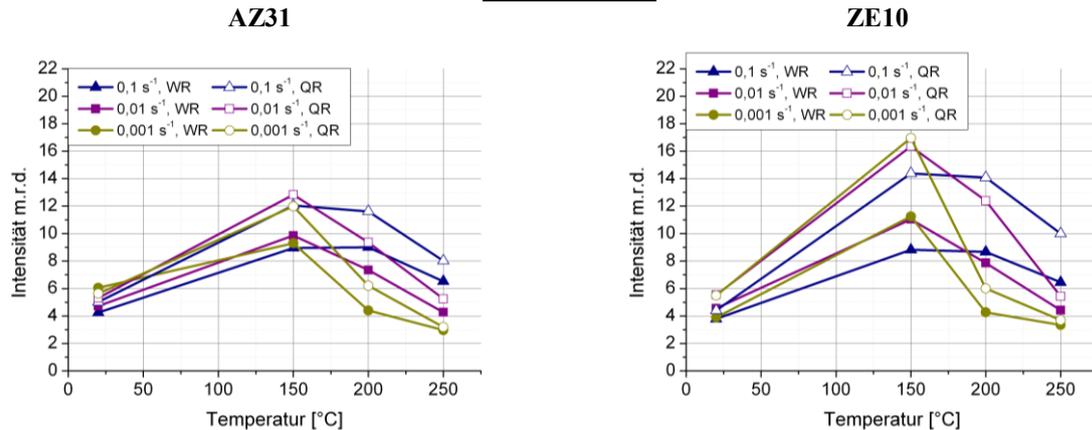
Aus Dünband

Abbildung 65: Maximalintensität des $\{10\bar{1}0\}$ -Prismenpols der aus Dünband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 in Abhängigkeit von der Dehnrates $d\varepsilon/dt$ über die Versuchstemperatur

Die Anisotropie der kristallographischen Ausgangstextur hat direkte Auswirkungen auf die Texturentwicklung im einachsigen Zugversuch. Eine Lasteinleitung in Querrichtung resultiert für die Bleche der Legierung AZ31 und für das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 in einer stärker ausgeprägten Prismen- als bei Lasteinleitung entlang der Walzrichtung. Da die genannten Bleche ursprünglich eine Ausschmierung des Basalpols entlang der Walzrichtung zeigen, liegen größere Gefügefraktionen vor, die günstiger für Basalgleitung orientiert sind. Vergleiche hierzu auch die Ausführungen in Kapitel 6.2.1. Somit kann Verformung in der Blechebene in einem größeren Maß durch Basalgleitung realisiert werden. Die Prismen- oder Basalgleitung, welche Verformung in dieselbe kristallographische Richtung wie die Basalgleitung realisiert, spielt eine geringere Rolle für die Gesamtverformung. Besonders deutlich wird der Einfluss der kristallographischen Ausgangstextur bei der Betrachtung des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10. Aus Abbildung 29 in Kapitel 5.2.4 ist ersichtlich, dass eine Belastung in Querrichtung bei diesem Blech zu einer, verglichen mit den anderen untersuchten Blechen, inversen Tendenz führt. Die Prismen- oder Basaltextur ist bei Belastung entlang der Querrichtung schwächer ausgeprägt als entlang der Walzrichtung bei gleichzeitig stärker ausgeprägter Basaltextur. Die Anisotropie der kristallographischen Ausgangstextur hat einen direkten Einfluss auf die Gewichtung involvierter Deformationsmechanismen.

6.4 Korrelation von Zugversuchen und Grenzformänderungskurven

Aus den durchgeführten Versuchen ergibt sich die Gelegenheit, die Aussagekraft des einachsigen Zugversuches über die Umformbarkeit von Magnesiumblechen zu überprüfen. Hierbei wird der Nakajimaversuch als Annäherung an industrielle Umformverhältnisse betrachtet. Naheliegender wäre ein Vergleich der mit der im Nakajimaversuch festgestellten Hauptformänderung bis zum Einsetzen der Einschnürung mit der Gleichmaßdehnung im

Zugversuch. Die Gleichmaßdehnung fällt bei Raumtemperatur mit der bis zur Zugfestigkeit erreichten plastischen Dehnung zusammen und wird mit dem Einsetzen einer Einschnürung gleichgesetzt. Die Ausbildung eines Kraftmaximums im Warmzugversuch ist nicht zwingend mit dem Einsetzen einer Einschnürung verbunden. In der Warmumformung kann die Ausprägung eines Kraftmaximums beziehungsweise ein Kraftabfall während der Umformung mit dynamischer Erholung und dem Einsetzen dynamischer Rekristallisation begründet werden [POL03]. Somit verbietet sich eine direkte Korrelation der genannten Ergebnisse.

In den Abbildungen 66 und 67 ist die im Nakajimaversuch erreichbare Hauptformänderung ϕ_1 der taillierten Geometrie I umgerechnet als technische Dehnung mit der Bruchdehnung A im einachsigen Zugversuch bei Prüfung entlang der Walzrichtung und einer technischen Dehnrate von $d\varepsilon/dt=0,001\text{ s}^{-1}$ bis $d\varepsilon/dt=0,1\text{ s}^{-1}$ verglichen. Die taillierte Geometrie I kommt bezüglich der Dehnungsverhältnisse dem einachsigen Zugversuch nahe und stellt einen repräsentativen Vertreter der unter negativer Nebenformänderung ϕ_2 umgeformten Proben dar. Es ist anzumerken, dass die Bruchdehnung A im einachsigen Zugversuch eine globale Formänderung der Zugprobe beschreibt, während die erreichbare Hauptformänderung ϕ_1 im Nakajimaversuch aus einer lokalen Beschreibung der Probenverformung gewonnen wird. Allerdings ist die Annahme gerechtfertigt, dass ein Blechbauteil, welches über weite Bereiche unter einem konstanten Dehnpfad umgeformt wird, bei Überschreiten der durch die Grenzformänderungskurve angegebenen maximal erreichbaren Hauptformänderung ϕ_1 einschnürt und als Schlechtteil zu verwerfen ist. Der Aussage der Grenzformänderungskurve kann also eine globale Bedeutung zugeschrieben werden. Somit ist ein Vergleich mit der globalen Bruchdehnung A des einachsigen Zugversuches qualitativ zulässig.

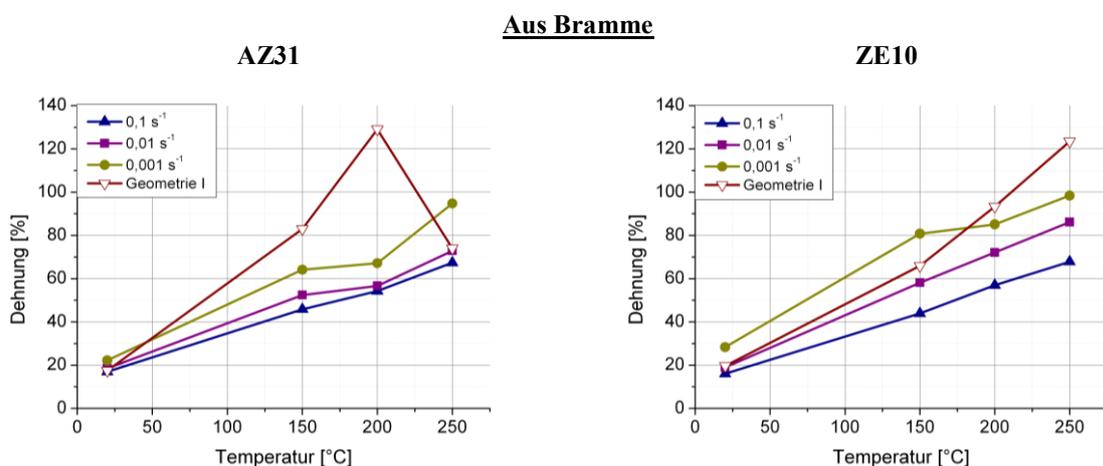


Abbildung 66: Bruchdehnung A der aus Bramme gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 über die Versuchstemperatur in Abhängigkeit von der Dehnrate $d\varepsilon/dt$ im Vergleich zur Hauptformänderung der Geometrie I im Nakajimaversuch

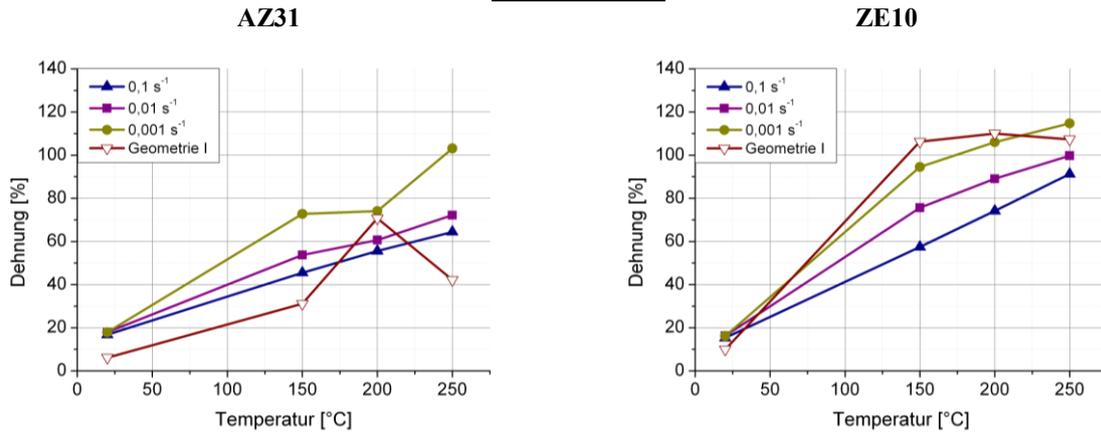
Aus Dünmband

Abbildung 67: Bruchdehnung A der aus Dünmband gewalzten Bleche AZ31 und ZE10 über die Versuchstemperatur in Abhängigkeit von der Dehnrade $d\varepsilon/dt$ im Vergleich zur Hauptformänderung der Geometrie I im Nakajimaversuch

Die Bruchdehnung A liegt für das aus Bramme gewalzte Blech AZ31, außer bei der Versuchstemperatur 250 °C, für alle Dehnraten unter der im Nakajimaversuch erreichbaren Hauptformänderung φ_1 . Lokal mag nach Beginn der Einschnürung im Warmzugversuch eine höhere Dehnung als die Bruchdehnung vorliegen. Es ist bemerkenswert, dass das Einsetzen der Einschnürung im Nakajimaversuch auf eine Dehnung festgesetzt wird, bei der eine Zugprobe bereits gerissen wäre. Der Abfall der Umformbarkeit der taillierten Geometrie I bei Erhöhung der Versuchstemperatur auf 250 °C findet sich nicht in den Ergebnissen des einachsigen Zugversuches wieder, so dass eine Abschätzung der Umformbarkeit anhand der Ergebnisse des einachsigen Zugversuches nicht zulässig ist. Für das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 ergibt sich eine befriedigende Übereinstimmung der qualitativen Abhängigkeit der Umformbarkeit im Zugversuch und im Nakajimaversuch von der Versuchstemperatur.

Im Vergleich des aus Bramme gewalzten Bleches der Legierung AZ31 mit dem aus Dünmband gewalzten Äquivalent zeigt sich die mangelnde Aussagekraft des einachsigen Zugversuches. Die Bruchdehnung A des aus Dünmband gewalzten Bleches AZ31 ist für alle Dehnraten und Versuchstemperaturen mit der des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 vergleichbar. Die Umformbarkeit im Nakajimaversuch hingegen bleibt hinter der des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 zurück. Auch für dieses Blech wird der Abfall der Umformbarkeit bei einer Versuchstemperatur von 250 °C im einachsigen Zugversuch nicht erkennbar. Ebenfalls nicht aus der Entwicklung der Bruchdehnung über die Versuchstemperatur ersichtlich ist die Tendenz des aus Dünmband gewalzten Bleches ZE10, eine von der Versuchstemperatur nahezu unabhängige erreichbare Hauptformänderung φ_1 aufzuweisen. In jedem Fall erlaubt der einachsige Zugversuch keine Aussagen über die Streckziehfähigkeit der untersuchten Bleche. Die deutliche Zunahme der Streckziehfähigkeit

der Bleche der Legierung AZ31 sowie des aus Dünband gewalzten Bleches ZE10 wird durch die Ergebnisse der einachsigen Zugversuche nicht vorhersehbar.

Der einachsige Zugversuch unterscheidet sich hinsichtlich der Lasteinleitung deutlich vom Nakajimaversuch. Auch wenn resultierende Dehnpfade in Bezug auf die Nebenformänderung vergleichbar sind, ist eine Gleichsetzung der Versuche nicht möglich. Da die Lasteinleitung durch ein Werkzeug senkrecht zur Blechebene erfolgt, ist der Nakajimaversuch besser mit technischen Umformoperationen vergleichbar als der einachsige Zugversuch. Die Lasteinleitung ist zudem reibungsbehaftet. Das umgeformte Probenvolumen nimmt im Nakajimaversuch vom Punktkontakt des Stempels bei Versuchsbeginn stetig zu, während es für den einachsigen Zugversuch konstant bleibt. Die maximale Spannung im Nakajimaversuch ist auf den Bereich der Domkuppe begrenzt, während im einachsigen Zugversuch die angelegte Spannung näherungsweise gleichförmig am gesamten Probenvolumen anliegt. Somit kann der Nakajimaversuch aufgrund der Spannungsüberhöhung an der Domkuppe während der gesamten Versuchsdauer als empfindlicher für Schadstellen angesehen werden. Im einachsigen Zugversuch kommt es erst nach Einsetzen der Einschnürung zu einer Spannungsüberhöhung im Einschnürbereich.

In Abbildung 68 ist die technische Dehnrates am Rissentstellungsort im Nakajimaversuch der Geometrie I und VII gegen die erreichte Hauptformänderung φ_1 aufgetragen. Mit Hilfe dieser Abbildung ist ein Vergleich der technischen Dehnrates im Nakajimaversuch mit denen im einachsigen Zugversuch möglich. Die technische Dehnrates im Nakajimaversuch variiert für die exemplarisch gezeigte Versuchstemperatur von 200 °C über mehr als eine Größenordnung, wobei der maßgebliche Anteil des Versuches im Bereich zwischen $0,01 \text{ s}^{-1}$ und $0,1 \text{ s}^{-1}$ abläuft. Es zeigen sich deutliche Unterschiede zwischen den Probengeometrien und den untersuchten Blechen. Als Tendenz kann festgehalten werden, dass die Dehnrates der taillierten Geometrie I leicht über der der Vollkreisgeometrie VII liegt und die Dehnrates in den Blechen der Legierung AZ31 über der in den Blechen der Legierung ZE10 liegt. Die Dehnrates steigt für alle gezeigten Versuche exponentiell mit der erreichten Hauptformänderung an, was sich in logarithmischer Auftragung in einer linearen Steigung äußert.

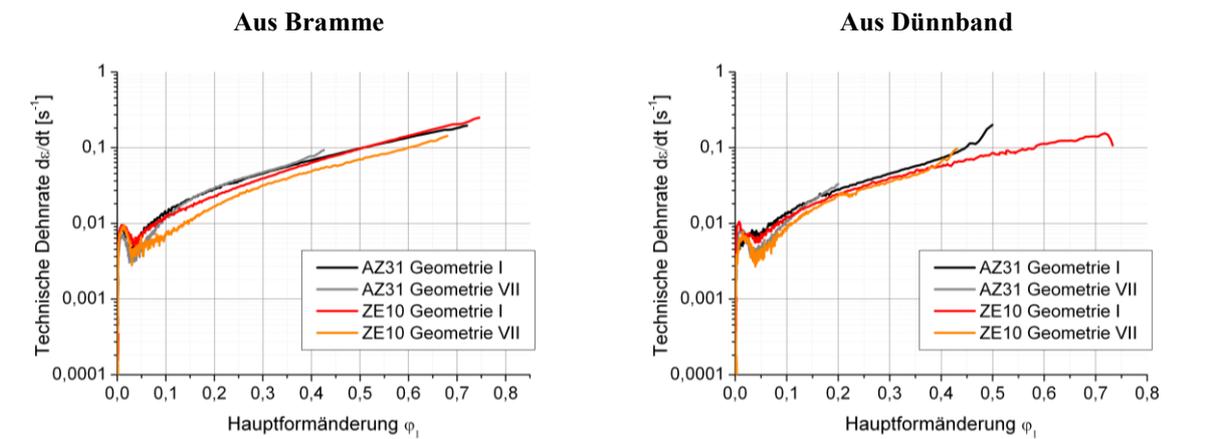


Abbildung 68: Lokale technische Dehnrates $d\varepsilon/dt$ am Rissentstehungsort im Nakajimaversuch bei 200 °C für Hašek-Geometrien I und VII, aus Bramme und aus Dünband gewalzte Bleche AZ31 und ZE10

Im einachsigen Zugversuch kann bis zum Einsetzen der Einschnürung von einer konstanten technischen Dehnrates ausgegangen werden, welche für die untersuchten Bleche jeweils $d\varepsilon/dt=0,001 \text{ s}^{-1}$, $d\varepsilon/dt=0,01 \text{ s}^{-1}$ und $d\varepsilon/dt=0,1 \text{ s}^{-1}$ beträgt. Diese technischen Dehnrates decken somit den Bereich des Nakajimaversuches ab. Allerdings ist von einer abweichenden Evolution der technischen Dehnrates über die Versuchsdauer auszugehen. Während, wie in Abbildung 68 gezeigt, die technische Dehnrates im Nakajimaversuch exponentiell anwächst, ist sie für den einachsigen Zugversuch bis zum Einsetzen einer Einschnürung konstant. Im einachsigen Zugversuch bei erhöhter Temperatur wird ein diffuses Lokalisierungsverhalten beobachtet, so dass kein direkter Übergang zu einem lokalisierten Verformungsverhalten angegeben werden kann. Nach Einsetzen einer Lokalisierung kann davon ausgegangen werden, dass die lokale technische Dehnrates im Bereich der Einschnürung gegenüber der initialen technischen Dehnrates ansteigt.

6.5 Anforderungen an die zukünftige Magnesiumblechentwicklung

Die gezeigten Ergebnisse belegen die deutlich erhöhte Umformbarkeit des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 gegenüber Blechen mit einer kristallographischen Textur, welche sich durch eine bevorzugte Orientierung der Basalebene parallel zur Blechebene auszeichnet. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 weist eine Auslenkung der Basalebene aus der Blechebene bei abgeschwächter kristallographischer Textur auf. Bei einer Umformtemperatur von 150 °C bietet es eine gegenüber den anderen untersuchten Blechen erhöhte Streckziehfähigkeit. Die Legierungszusammensetzung scheint in dieser Betrachtung zunächst zweitrangig zu sein. Das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 zeigt eine kristallographische Textur, welche qualitativ mit den Blechen der Legierung AZ31 ebenso vergleichbar ist wie das Umformverhalten. Ein Einfluss der geringfügig abweichenden chemischen Zusammensetzung der beiden Bleche der Legierung ZE10 hinsichtlich des Zirkongehaltes

wird an dieser Stelle erneut verneint, wie der Abgleich mit der in der Literatur zu findenden zirkonfreien ZE10-Bleche mit einem kristallographischen Texturtypus ähnlich dem untersuchten aus Bramme gewalzten Blech ZE10 unterstreicht [BOH12].

Somit ist gezeigt, dass die kristallographische Textur der maßgebliche Einflussfaktor auf die Umformbarkeit ist. Eine abgeschwächte Textur ist für das Umformverhalten von Magnesiumblechen förderlich, da eine gleichmäßigere Verfestigung und homogenere Umformung des Blechwerkstoffes erreicht werden kann. Eine von gegenüber der Lage parallel zur Blechebene ausgelenkten Basalebene geprägte kristallographische Textur erscheint ebenso förderlich für die Umformbarkeit, auch wenn von einem negativen Einfluss auf die Streckgrenze auszugehen ist. Da eine hohe Streckgrenze im Umformprozess jedoch zu erhöhtem Kraftbedarf in der Umformung führt, ist dieser Aspekt nebenrangiger Natur. Viel entscheidender sind die Endeseigenschaften umgeformter Bauteile hinsichtlich Duktilität und Festigkeit. Ob eine morphologische Textur, wie im Fall des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10, oder ein feinkörniges, dynamisch rekristallisiertes Gefüge, wie in den Blechen der Legierung AZ31 sowie in dem aus Dünband gewalzten Blech, in vorteilhaften mechanischen Eigenschaften resultiert, wird in zukünftigen Forschungsvorhaben zu untersuchen sein. Für die Anwendung im Automobilbau ist, neben der durch elastische Eigenschaften bestimmten Beulsteifigkeit, die Energieabsorption von Bedeutung. Ein Blechbauteil sollte somit eine hohe Festigkeit, gepaart mit einer hohen Duktilität aufweisen. Da eine Abschwächung der kristallographischen Textur für die Bruchdehnung förderlich ist, jedoch negative Einflüsse auf die Festigkeit auftreten können, sollten zukünftige Entwicklungen neben der Texturoptimierung auch die Festigkeitserhöhung, beispielsweise durch Ausscheidungshärtung und Kornfeinung, zum Ziel haben.

Die ebene Anisotropie mechanischer Eigenschaften ist für das Umformverhalten in mehrerer Hinsicht von Bedeutung. So kann eine geringe Duktilität in einer Prüfrichtung die Umformbarkeit des gesamten Bleches in mehrachsigen Spannungszuständen limitieren. Ein ungleichmäßiges Fließen des Blechwerkstoffes aufgrund anisotroper Fließspannung ist insbesondere in Tiefziehoperationen als kritisch zu bewerten. Die Ausbildung unerwünschter Zipfel ist die Folge [YI10, STU11c]. Somit ist unter der Annahme, dass die kristallographische Textur maßgeblich die Anisotropie mechanischer Eigenschaften beeinflusst, eine symmetrische Textur zu bevorzugen. Die deutlich asymmetrische Textur des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 ist in diesem Zusammenhang negativ zu bewerten. Eine symmetrische, abgeschwächte kristallographische Textur mit aus der Blechebene ausgelenkten Basalebene ist für eine optimale Umformbarkeit anzustreben.

Eine maßgebliche Forderung an Magnesiumbleche ist die Reduktion des Halbzeugpreises und der Verarbeitungskosten. Die Anwendung des Gießwalzprozesses kann die Zahl der erforderlichen Walzstiche stark reduzieren und einen Beitrag zur Wirtschaftlichkeit von Magnesiumblechen leisten [KUR13a]. Bei geeigneter Prozessführung sind Halbzeugeigenschaften denkbar, die aus Bramme gewalzten Blechen in nichts nachstehen. Die Umformbarkeit des in dieser Arbeit untersuchten aus Dünnband gewalzten Bleches AZ31 bleibt trotz vergleichbarer Duktilität im einachsigen Zugversuch hinter der Umformbarkeit des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31 zurück. Die Kontrolle von Einschlüssen und der Mittenseigerung stellt Herausforderungen an die zukünftige Entwicklung des Gießwalzprozesses [WEN14, LET13, KUR13a, KUR13b, KUR13c, KUR13d].

Das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 zeigt, dass eine hohe Umformbarkeit mit aus Dünnband gewalztem Magnesiumblech erreichbar ist. Das Ausbilden einer abgeschwächten kristallographischen Textur ist nicht alleine von der Legierungszusammensetzung abhängig, sondern erfordert ebenso ein gezieltes Walzprozedere. Die enthaltenen Seltenen Erdelemente erhöhen die Kosten der Legierung deutlich. Auch stellen die Seltenen Erdelemente für die Volksrepublik China eine strategische Ressource dar [MOR10], welche nicht unbegrenzt verfügbar ist und in vielen Bereichen der Elektronik ebenfalls nachgefragt wird. Eine Substitution von Seltenen Erdelementen durch Calcium erscheint zum gegenwärtigen Zeitpunkt möglich. Calcium weist in Magnesiumlegierungen einige Eigenschaften der Seltenen Erdelemente, wie den atomaren Größenunterschied zum Wirtsgitter und die Reduktion der Stapelfehlerenergie, auf [GAN09, ZHA13]. Jüngere Veröffentlichungen haben gezeigt, dass durch Zugabe von Calcium in aluminiumfreien Magnesiumknetlegierungen ähnliche kristallographische Texturen erreicht werden können wie durch die Zugabe von Seltenen Erdelementen [HOM10, STA10, KIM13, LEE14, BOH15]. Die Texturausbildungen in diesen Blechen wird auf eine erhöhte Aktivität der mechanischen Zwillingsbildung im Walzprozess, verbunden mit einem statischen Rekristallisationsprozess, zurückgeführt [KIM13, LEE14, BOH15]. Diese Bleche weisen eine vielversprechende Umformbarkeit auf [CHI10, CHI11]. Der Ersatz von Seltenen Erdelementen durch ein vergleichsweise abundantes Element wie Calcium kann somit zur nachhaltigen Ressourcenschonung und Kostenreduktion beitragen.

Neben der Legierungsentwicklung verspricht auch die Weiterentwicklung der Prozesstechnik die Modifikation der kristallographischen Textur und somit der Umformeigenschaften. Eine Erhöhung der Walztemperatur kann bei Blechen der Legierung AZ31 zu abgeschwächten kristallographischen Texturen führen [HUA09b, HUA11]. Die Hauptursache für die

Abschwächung der kristallographischen Textur ist hier in der erhöhten Aktivität nichtbasaler Gleitsysteme während der Walzverformung zu sehen, welche zu einer breiteren Orientierungsverteilung führt. Das Einbringen einer Scherverformung durch unterschiedliche Walzenumfangsgeschwindigkeiten (differential speed rolling) [WAT07, HUA08, LET14] oder den ECAR-Prozess (equal-channel angular rolling) [CHE07a, CHE07b] kann zu einer Ausbildung einer abgeschwächten und gegenüber der Blechebene ausgelenkten kristallographischen Basaltextur führen.

7 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wird das Umformverhalten von Magnesiumblechen der Legierungen AZ31 und ZE10 in ein- und mehrachsiger Blechumformprüfung untersucht. Der Schwerpunkt liegt auf dem Verständnis des Einflusses der kristallographischen Textur auf das Umformverhalten bei erhöhter Temperatur. Bleche der etablierten Magnesiumknetlegierung AZ31 stehen im Vergleich zu Blechen der Legierung ZE10. Die Bleche stammen aus einem Warmwalzprozess, einerseits mit Bramme und andererseits mit gießgewalztem Dünband als Vormaterial. Somit werden vier Bleche hinsichtlich ihrer Umformbarkeit untersucht.

Während die Ausgangskorngrößen vergleichbar sind, unterscheiden sich die Bleche hinsichtlich ihrer kristallographischen Textur. Für die Bleche der Legierung AZ31 und für das aus Dünband gewalzte Blech ZE10 liegt eine scharfe kristallographische Textur vor, welche durch eine Vorzugsorientierung der Basalebenen parallel zur Blechebene charakterisiert ist. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 zeigt eine deutlich abgeschwächte kristallographische Textur. Weiterhin liegt die bevorzugte Orientierung der Basalebenen etwa 35° gegenüber der Blechnormalen in Querrichtung ausgelenkt. Die unterschiedlichen kristallographischen Texturen der Bleche der Legierung ZE10 werden nicht auf den Zirkongehalt des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 sondern auf die unterschiedliche Prozessführung zurückgeführt.

Einfluss der Textur auf die Umformbarkeit im einachsigen Zugversuch

Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 mit abgeschwächter kristallographischer Textur zeigt bei Raumtemperatur mit 35 % in Querrichtung eine hohe Bruchdehnung bei gleichzeitig ausgeprägter Anisotropie der mechanischen Eigenschaften. Bei höherer Festigkeit und schwächer ausgeprägter Anisotropie liegt die Bruchdehnung der Bleche der Legierung AZ31 und des aus Dünband gewalzten Bleches ZE10 mit $A=16-22\%$ niedriger. Warmzugversuche bestätigen den deutlichen Anstieg der Bruchdehnung von Magnesiumblechen bei erhöhter Temperatur. Die resultierenden Gefüge sind von einem mit der Versuchstemperatur steigenden Rekristallisationsgrad geprägt. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 weist im Vergleich zu den anderen untersuchten Blechen einen geringen Rekristallisationsgrad und die Ausprägung einer morphologischen Textur mit langgestreckten, unrekristallisierten Körnern auf. Die gehemmte dynamische Rekristallisation wird primär auf den Zirkongehalt zurückgeführt. Die aus der Umformung resultierende kristallographische Textur aller Bleche ist von einer Streckung des Basalpols senkrecht zur Lasteinleitungsrichtung geprägt. Es kommt zur Ausbildung einer Vorzugsorientierung der Prismenebenen, was auf eine merkliche Aktivität der Prismengleitung während der Umformung hinweist.

Einfluss der Textur auf die Umformbarkeit in der mehrachsigen Blechumformprüfung

Im Tiefungsversuch nach Erichsen zeigt sich mit $IE=6,8$ eine vergleichsweise hohe Streckziehfähigkeit des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 mit abgeschwächter Textur. Die Bleche der Legierung AZ31 und das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 mit scharfer Basaltextur zeigen einen für die Kaltumformung ungenügenden Erichsen-Index $IE=2,2-2,5$.

Grenzformänderungskurven offenbaren die komplexe Abhängigkeit des Umformvermögens der untersuchten Bleche vom Dehnpfad. Für negative Nebenformänderungen φ_2 werden bereits bei 150 °C Hauptformänderungen $\varphi_1=0,27-0,72$ je Blech erreicht, welche bei 200 °C und 250 °C geringfügig übertroffen werden. Im Streckziehfall mit positiver Nebenformänderung φ_2 liegt die Hauptformänderung φ_1 bis zum Einsetzen der Einschnürung mit $\varphi_1=0,07-0,16$ für die Bleche der Legierung AZ31 und für das aus Dünnband gewalzte Blech ZE10 deutlich niedriger. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 erreicht bei 150 °C eine Hauptformänderung $\varphi_1=0,6$, was die im Vergleich hohe Streckziehfähigkeit dieses Bleches bei moderaten Temperaturen unterstreicht. Die Grenzformänderungskurven der Bleche der Legierung AZ31 und des aus Dünnband gewalzten Bleches ZE10 weisen eine V-Form mit einem ausgeprägten Minimum der Umformbarkeit im ebenen Verzerrungszustand (FLC_0) auf. Das Minimum der Grenzformänderungskurven für diesen kritischen Dehnpfad ist beim aus Bramme gewalzten Blech ZE10 wenig ausgeprägt. Die kristallographische Textur und nicht die chemische Zusammensetzung ist der maßgebliche Einflussfaktor auf die Umformbarkeit der Bleche der Legierung ZE10. Das Umformverhalten des aus Dünnband gewalzten Bleches ZE10 mit scharfer Basaltextur gleicht qualitativ dem der Bleche der Legierung AZ31. Die abgeschwächte Textur des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10 führt zu einer erhöhten Umformbarkeit und abweichender Gestalt der Grenzformänderungskurven.

Mikrostrukturentwicklung in Abhängigkeit von Versuchstemperatur und Dehnpfad

Die aus der Umformung resultierenden Mikrostrukturen stellen dar, dass der Grad der dynamischen Rekristallisation vom Dehnpfad abhängt und keine Konstante bei Erreichen der maximalen Hauptformänderung φ_1 ist. Der von Mises-Vergleichsumformgrad erklärt den erhöhten Rekristallisationsgrad im Streckziehfall durch die hohe Gesamtverformung. Die resultierende kristallographische Textur für negative Nebenformänderungen φ_2 ist qualitativ mit den Ergebnissen des einachsigen Zugversuches vergleichbar. Eine positive Nebenformänderung φ_2 führt zu einer symmetrischen Basaltextur für alle Bleche. Es kommt nicht zur Ausbildung einer Vorzugsorientierung der Prismenebenen. Durch Separation des dynamisch rekristallisierten Gefügeanteils anhand der Kornorientierungsänderung (GOS)

wird der Aufbau der kristallographischen Vorzugsorientierung der Basal- und Prismenebenen auf den nicht dynamisch rekristallisierten Gefügeanteil zurückgeführt. Es wird gefolgert, dass die Prismengleitung eine bedeutende Rolle für Dehnpfade mit negativer Nebenformänderung, weniger für Dehnpfade mit positiver Nebenformänderung φ_2 , spielt.

Bedeutung des temperatur- und texturabhängigen Fließverhaltens

Das Fließverhalten zeigt eine mit der Temperatur steigende Tendenz zur Ausdünnung der Bleche der Legierung AZ31 und des aus Dünnsband gewalzten Bleches ZE10 während der Umformung. Das aus Bramme gewalzte Blech ZE10 mit schwacher kristallographischer Textur ändert sein Fließverhalten im Temperaturbereich von 150-250 °C nicht qualitativ. Die kristallographische Textur ermöglicht bei diesem Blech bei niedrigen Temperaturen ein Fließen aus der Blechdicke. Bei Vorliegen einer scharfen Basaltextur ist hierfür die thermische Aktivierung zusätzlicher Gleitsysteme, wie Pyramidalebenen zweiter Ordnung, nötig. Die Neigung zur Ausdünnung ist im Tiefziehfall technisch unerwünscht. Das Ausdünnungsvermögen, anhand der Grenzblechdickenabnahme betrachtet, stellt die Voraussetzung für hohe Streckziehfähigkeit dar.

Korrelation zwischen Zugversuch und mehrachsiger Blechumformprüfung

Eine direkte Korrelation der Ergebnisse des einachsigen Zugversuches mit Ergebnissen der mehrachsigen Blechumformprüfung ist für die untersuchten Magnesiumbleche nicht möglich. Insbesondere können aufgrund des anisotropen Fließverhaltens keine Aussagen über Dehnpfade mit positiver Nebenformänderung φ_2 getroffen werden.

Erweiterung des Standes der Technik

Diese Arbeit beweist den signifikanten Einfluss der kristallographischen Textur auf die Umformbarkeit von Magnesiumblechen. Die Ergebnisse der mehrachsigen Blechumformprüfung bei erhöhter Temperatur stellen den Kern des Erkenntnisgewinns gegenüber dem Stand der Technik dar. Auch wenn die Legierung ZE10 schon länger bekannt ist, stand es aus, ihre überlegenen Umformeigenschaften zu analysieren. Die umfassende Studie des Umformverhaltens von aus Dünnsband gewalzten Blechen im direkten Vergleich zu aus Brammen gewalzten Blechen erweitert den Kenntnisstand über die Reife der Gießwalzroute zur Herstellung von Magnesiumblechen. Aus dem geringen Umformvermögen des aus Dünnsband gewalzten Bleches AZ31 ergibt sich die Notwendigkeit, durch Maßnahmen wie der Vermeidung einer Mittenseigerung, die Halbzeugqualität zu verbessern. Zukünftigen Arbeiten bleibt die weitere Verbesserung des Umformverhaltens von Magnesiumblechen, welche durch Legierungsentwicklung und Fortschritte in der Prozesstechnik zu erwarten sind.

8 Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen

Einzelne Formelzeichen sind doppelt besetzt, um nicht auf die gängige Nomenklatur der involvierten Fachgebiete, Werkstoffwissenschaften, Ingenieurwissenschaften und Physik, zu verzichten. Im Text sind die verwendeten Formelzeichen jeweils erläutert.

Lateinische Buchstaben

a	Gitterkonstante a
A	Bruchdehnung
A_g	Gleichmaßdehnung
b	Burgersvektor
c	Gitterkonstante c
d	Abstand der Kristallebenen
I_{\max}	Maximalintensität
k_f	Wahre Fließspannung
n	Verfestigungsexponent, Beugungsordnung
P	Durchstoßpunkte der Ebenennormalenvektoren
P'	Stereographischen Projektion der Durchstoßpunkte der Ebenennormalenvektoren
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Streckgrenze
r	Lankford-Koeffizient, Radius
S	Schmid-Faktor
t	Zeit, Blechstärke
w	Anpassungsintervallbreite

Griechische Buchstaben

ε	Technische Dehnung
κ	Winkel zwischen Gleitebenennormalen und Normalspannungsrichtung
λ	Winkel zwischen Gleitrichtung und Normalspannungsrichtung, Wellenlänge
θ	Glanzwinkel, Einfallswinkel
σ	Technische Spannung, Normalspannung
τ	Schubspannung
φ	Walzgrad, Drehwinkel
φ_1	Hauptformänderung
φ_2	Nebenformänderung

φ_3	Blechdickenabnahme
φ_{1m}	Mittlere Hauptformänderung am inneren Intervallrand
φ_{2m}	Mittlere Nebenformänderung am inneren Intervallrand
φ_{p1}	Plastische wahre Dehnung in Lastrichtung
φ_{p2}	Plastische wahre Dehnung quer zur Lastrichtung
φ_{p3}	Plastische wahre Dehnung in Dickenrichtung
φ_v	Vergleichsumformgrad nach von Mises
ψ	Kippwinkel

Abkürzungen

CDRX	Kontinuierliche dynamische Rekristallisation
CI	Confidence Index (Vertrauensindex)
DDRX	Diskontinuierliche dynamische Rekristallisation
DRX	Dynamische Rekristallisation
EBSD	Electron Backscatter Diffraction (Rückstreuelektronenbeugung)
FLC	Forming Limit Curve (Grenzformänderungskurve)
FLC ₀	Erreichbare Hauptformänderung im ebenen Verzerrungszustand
FLD	Forming Limit Diagram (Grenzformänderungsschaubild)
GOS	Grain Orientation Spread (Kornorientierungsänderung)
hdp	Hexagonal dichteste Packung
IE	Erichsen-Index
IGMA	Intragranular Misorientation Axes
kfz	Kubisch-flächenzentrierte Kristallstruktur
KG	Mittlere Korngröße
m.r.d.	Multiples of a Random Distribution (Vielfache einer Zufallsverteilung)
NR	Normalenrichtung
ODF	Orientation Distribution Function (Orientierungsverteilungsfunktion)
PTFE	Polytetrafluorethylen
PVC	Polyvinylchlorid
QR	Querrichtung
WIMV	Williams-Imhof-Matthies-Vinel-Methode
WR	Walzrichtung

9 Literaturverzeichnis

- [ABS11] ABSPOEL, M.; ATZEMA, E. H.; DROOG, J. M. M.; KHANDEPARKAR, T.; SCHOLTING, M. E.; SCHOUTEN, F. J.; VEGTER, H. Inherent influence of strain path in Nakazima FLC testing. In: Proceedings of the IDDRG 2011 International Conference, 2011.
- [AGH00] AGHION, E.; BRONFIN, B. Magnesium alloys development towards the 21st century. Materials Science Forum, 2000, Vol. 350; S. 19-30.
- [AGH01] AGHION, E.; BRONFIN, B.; ELIEZER, D. The role of the magnesium industry in protecting the environment. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117. Jg., Nr. 3, S. 381-385.
- [AGN01] AGNEW, S. R.; YOO, M. H.; 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. Jg., Nr. 20, S. 4277-4289.
- [AGN02] AGNEW, S. R.; HORTON, J. A.; YOO, M. H. Transmission electron microscopy investigation of $\langle c+a \rangle$ dislocations in Mg and α -solid solution Mg-Li alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33. Jg., Nr. 3, S. 851-858.
- [AGN02] AGNEW, S. R. Plastic anisotropy of magnesium alloy AZ31B sheet. Essential Readings in Magnesium Technology, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2002, S. 351-356.
- [AGN04] AGNEW, S. R. Wrought magnesium: A 21st century outlook. JOM, 2004, 56. Jg., Nr. 5, S. 20-21.
- [AGN05] AGNEW, S. R.; DUYGULU, Ö. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B. International Journal of Plasticity, 2005, 21. Jg., Nr. 6, S. 1161-1193.
- [AGN06] AGNEW, S. R.; SENN, J. W.; HORTON, J.A. Mg sheet metal forming: Lessons learned from deep drawing Li and Y solid-solution alloys. JOM, 2006, 58. Jg., Nr. 5, S. 62-69.
- [AKT69] AKHTAR, A.; TEGHTSOONIAN, E. Solid solution strengthening of magnesium single crystals - II The effect of solute on the ease of prismatic slip. Acta Metallurgica, 1969, 17. Jg., Nr. 11, S. 1351-1356.

- [ALJ11] ALJARRAH, M.; ESSADIQI, E.; KANG, D. H.; JUNG, I. H. Solidification microstructure and mechanical properties of hot rolled and annealed Mg sheet produced through twin roll casting route. *Materials Science Forum*, 2011, Vol. 690, S. 331-334.
- [ALL01] ALLEN, R. V.; EAST, D.R.; JOHNSON, T.J.; BORBIDGE, W.E.; LIANG, D. Magnesium alloy sheet produced by twin roll casting. *Magnesium Technology 2001*, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2001, S. 75.
- [ALS08] AL-SAMMAN, T.; GOTTSTEIN, G. Room temperature formability of a magnesium AZ31 alloy: Examining the role of texture on the deformation mechanisms. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 488. Jg., Nr. 1, S. 406-414.
- [AST13a] ASTM B275-13 Standard Practice for Codification of Certain Nonferrous Metals and Alloys, Cast and Wrought, 2013
- [AST13b] ASTM B90M-13 Standard Specification for Magnesium-Alloy Sheet and Plate, 2013
- [AVE99] AVEDESIAN, M. M.; BAKER, H. Magnesium and Magnesium Alloys—ASM Specialty Handbook, ASM International. The Materials Information Society, 1999, 52. Jg.
- [BAC05] BACH, F.W.; RODMAN, M.; ROSSBERG, A.; BEHRENS, B. A.; KURZ, G. Macroscopic damage by the formation of shear bands during the rolling and deep drawing of magnesium sheets. *JOM*, 2005, 57. Jg., Nr. 5, S. 57-61.
- [BAL94] BALL, E. A.; PRANGNELL, P. B. Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, 31. Jg., Nr. 2, S. 111-116.
- [BAR04] BARNETT, M. R.; KESHAVARZ, Z.; BEER, A. G.; ATWELL, D. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn. *Acta Materialia*, 2004, 52. Jg., Nr. 17, S. 5093-5103.
- [BAR07a] BARNETT, M. R. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II. "Contraction" twins. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 464. Jg., Nr. 1, S. 8-16.

- [BAR07b] BARNETT, M. R. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part I: "Tension" twins. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 464. Jg., Nr. 1, S. 1-7.
- [BAR08] BARNETT, M. R. A rationale for the strong dependence of mechanical twinning on grain size. *Scripta materialia*, 2008, 59. Jg., Nr. 7, S. 696-698.
- [BAR12] BARGEL, H.J.; SCHULZE, G. (Hrsg.). *Werkstoffkunde*. Springer-Verlag, Berlin, 2012.
- [BAS10] BASSON, F.; LETZIG, D. Aluminium twin roll casting transfers benefits to magnesium. *Aluminium international today: The journal of aluminium production and processing*, 2010, 22. Jg., Nr. 6, S. 19-21.
- [BEC39] BECK, A. *Magnesium und seine Legierungen*. Julius-Springer-Verlag, Berlin, 1939.
- [BES46] BESSEMER H., British patent 11317, 1846.
- [BOH06] BOHLEN, J.; DOBRON, P.; MEZA GARCIA, E.; CHMELIK, F.; LUKÁČ, P.; LETZIG, D.; KAINER, K. U. The effect of grain size on the deformation behaviour of magnesium alloys investigated by the acoustic emission technique. *Advanced Engineering Materials*, 2006, 8. Jg., Nr. 5, S. 422-427.
- [BOH07] BOHLEN, J.; NÜRNBERG, M. R.; SENN, J. W.; LETZIG, D.; AGNEW, S. R. The texture and anisotropy of magnesium-zinc-rare earth alloy sheets. *Acta Materialia*, 2007, 55. Jg., Nr. 6, S. 2101-2112.
- [BOH10] BOHLEN, J.; YI, S.; LETZIG, D.; KAINER, K. U. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527. Jg., Nr. 26, S. 7092-7098.
- [BOH12] BOHLEN, J.; HANTZSCHE, K.; KAINER, K.U.; WENDT, J.; FUSKOVA, L.; BOELHAUVE, P.; LETZIG, D. Microstructure and texture development during rolling of ternary Mg-Zn alloys with rare earth elements. In: POOLE, W.J.; KAINER, K. U. (Hrsg.): *Proceedings of the 9th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications*, 2012, S. 517-524.
- [BOH15] BOHLEN, J.; WENDT, J.; NIENABER, M.; KAINER, K. U. STUTZ, L.; LETZIG, D. Calcium and zirconium as texture modifiers during rolling and

- annealing of magnesium–zinc alloys. *Materials Characterization*, 2015, 101. Jg., S. 144-152.
- [BUN65] BUNGE, H. J. Zur Darstellung allgemeiner Texturen. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1965, 56. Jg., Nr. 12, S. 872-874.
- [CAH96] CAHN, R. W.; HAASEN, P.; KRAMER, E. J. *Materials Science and Technology: a Comprehensive Treatment*. Vol. 8. Structure and Properties of Nonferrous Alloys. VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim, 1996.
- [CAO00] CAO, J.; YAO, H.; KARAFILLIS, A.; BOYCE, M. C. Prediction of localized thinning in sheet metal using a general anisotropic yield criterion. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16. Jg., Nr. 9, S. 1105-1129.
- [CHE07a] CHEN, Z.; CHENG, Y.; XIA, W. Effect of equal-channel angular rolling pass on microstructure and properties of magnesium alloy sheets. *Materials and Manufacturing Processes*, 2007, 22. Jg., Nr. 1, S. 51-56.
- [CHE07b] CHENG, Y.; CHEN, Z.; XIA, W. Drawability of AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling at room temperature. *Materials characterization*, 2007, 58. Jg., Nr. 7, S. 617-622.
- [CHI10] CHINO, Y.; HUANG, X.; SUZUKI, K.; MABUCHI, M. Enhancement of Stretch Formability at Room Temperature by Addition of Ca in Mg-Zn Alloy. *Materials transactions*, 2010, 51. Jg., Nr. 4, S. 818-821.
- [CHI11] CHINO, Y.; UEDA, T.; OTOMATSU, Y.; SASSA, K.; HUANG, X.; SUZUKI, K.; MABUCHI, M. Effects of Ca on Tensile Properties and Stretch Formability at Room Temperature in Mg-Zn and Mg-Al Alloys. *Materials Transactions*, 2011, 52. Jg., Nr. 7, S. 1477-1482.
- [CHO11] CHOI, S. H.; KIM, D. W.; SEONG, B. S.; ROLLETT, A. D. 3-D simulation of spatial stress distribution in an AZ31 Mg alloy sheet under in-plane compression. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27. Jg., Nr. 10, S. 1702-1720.
- [CHU51] CHUNG, S. Y.; SWIFT, H. W. Cup-drawing from a flat blank: part I. Experimental investigation. *Proceedings of the institution of mechanical engineers*, 1951, 165. Jg., Nr. 1, S. 199-211.
- [CLO05] CLOSSET, B. Magnesium: Present and Future Opportunities. *Proceedings of the 2nd International Light Metals Technology Conference 2005*, 2005, S. 9-13

- [DEL03] DEL VALLE, J. A.; PÉREZ-PRADO, M. T.; RUANO, O. A. Texture evolution during large-strain hot rolling of the Mg AZ61 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 355. Jg., Nr. 1, S. 68-78.
- [DIN08] DING, P. D.; PAN, F. S.; JIANG, B.; WANG, J.; LI, H.I.; WU, J. C.; XU, Y. W.; WEN, Y. Twin-roll strip casting of magnesium alloys in China. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18. Jg., S. s7-s11.
- [DIN09a] DIN EN ISO 6892-1:2009-12. *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, 2009.
- [DIN09b] DIN EN ISO 12004-2:2009-02 *Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve - Teil 2: Bestimmung von Grenzformänderungskurven im Labor*, 2009.
- [DIN09c] DIN 50125:2009-07 *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*, 2009.
- [DIN11] DIN EN ISO 6892-2:2011-05 *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*, 2011.
- [DIN12] DIN EN ISO 643:2012 *Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße*, 2012.
- [DIN14] DIN EN ISO 20482:2014-03 *Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Tiefungsversuch nach Erichsen*, 2014.
- [DOE01] DOEGE, E.; DRÖDER, K. Sheet metal forming of magnesium wrought alloys - formability and process technology. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 115. Jg., Nr. 1, S. 14-19.
- [DOH97] DOHERTY, R. D., HUGHES, D. A.; HUMPHREYS, F. J.; JONAS, J. J.; JUUL JENSEN, D.; KASSNER, M. E.; KING, W. E.; MCNELLY, T. R.; MCQUEEN, H. J.; ROLLETT, A. D. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 238. Jg., Nr. 2, S. 219-274.
- [DRE10] DREYER, C. E.; CHIU, W. V.; WAGONER, R. H.; AGNEW, S. R. Formability of a more randomly textured magnesium alloy sheet: Application of an improved warm sheet formability test. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210. Jg., Nr. 1, S. 37-47.
- [EAA14] EAA, MATTER. <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/ger/default.asp?catid=175&pageid=2144416595>, Aufruf am 27.10.2014.

- [EBE07] EBELING, T., HARTIG, C.; BORMANN, R.; BOHLEN, J.; LETZIG, D. Effects of Calcium on Texture Evolution and Plastic Anisotropy of the Magnesium Alloy AZ31. In: Kainer, K. U. (Hrsg.): Magnesium, Proceedings of the 7th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications. Wiley VCH, Weinheim, 2007, S. 158 - 164.
- [EML66] EMLEY, E. F. Principles of magnesium technology. Pergamon Press, Oxford, 1966.
- [FEL09] FELIU JR, S.; PARDO A.; MERINO, M. C.; COY, A. E.; VIEJO, F.; ARRABAL, R. Correlation between the surface chemistry and the atmospheric corrosion of AZ31, AZ80 and AZ91D magnesium alloys. Applied Surface Science, 2009, 255. Jg., Nr. 7, S. 4102-4108.
- [FRI01] FRIEDRICH, H.; SCHUMANN, S. Research for a “new age of magnesium” in the automotive industry. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117. Jg., Nr. 3, S. 276-281.
- [GAL01] GALIYEV, A.; KAIBYSHEV, R.; GOTTSTEIN, G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60. Acta Materialia, 2001, 49. Jg., Nr. 7, S. 1199-1207.
- [GAL13] GALL, S. Grundlegende Untersuchungen zum Strangpressen von Magnesiumblechen und deren Weiterverarbeitung: Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften. Dissertation, Technische Universität Berlin, 2013.
- [GAN09] GANESHAN, S.; SHANG, S. L.; WANG, Y.; LIU, Z. K. Effect of alloying elements on the elastic properties of Mg from first-principles calculations. Acta Materialia, 2009, 57. Jg., Nr. 13, S. 3876-3884.
- [GOM09] GESELLSCHAFT FÜR OPTISCHE MESSTECHNIK. Materialkennwerte: Bestimmung der Verfahrensgrenzen bei der Umformung von Blechwerkstoffen - Die Grenzformänderungskurve, 2009, S. 1-5
- [GOO68] GOODWIN, G.M. Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. SAE Technical Paper, 1968.
- [GOT83] GOTTSTEIN, G.; KOCKS, U. F. Dynamic recrystallization and dynamic recovery in <111> single crystals of nickel and copper. Acta Metallurgica, 1983, 31. Jg., Nr. 1, S. 175-188.

- [GOT84] GOTTSTEIN, G. Rekristallisation metallischer Werkstoffe: Grundlagen, Analyse, Anwendung. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, 1984.
- [GOT98] GOTTSTEIN, G. Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer-Verlag, Berlin, 1998.
- [HAL51] HALL, E. O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results. Proceedings of the Physical Society. Section B, 1951, 64. Jg., Nr. 9, S. 747.
- [HAN10] HANTZSCHE, K.; BOHLEN, J.; WENDT, J.; KAINER, K. U.; YI, S.; LETZIG, D. Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets. Scripta Materialia, 2010, 63. Jg., Nr. 7, S. 725-730.
- [HAR12a] HADORN, J. P.; HANTZSCHE, K.; YI, S.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; WOLLMERSHAUSER, J. A.; AGNEW, S. R. Role of solute in the texture modification during hot deformation of Mg-rare earth alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43. Jg., Nr. 4, S. 1347-1362.
- [HAR12b] HADORN, J. P.; HANTZSCHE, K.; YI, S.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; AGNEW, S. R. Effects of solute and second-phase particles on the texture of Nd-containing Mg alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43. Jg., Nr. 4, S. 1363-1375.
- [HAR13] HADORN, J. P.; MULAY, R. P.; HANTZSCHE, K.; YI, S.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; AGNEW, S. R. Texture weakening effects in Ce-containing Mg alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44. Jg., Nr. 3, S. 1566-1576.
- [HAS78] HAŠEK, V. V. Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflußgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild. Teil 1–3. Blech Rohre Profile, 1978, 25. Jg., S. 213-220.
- [HEL06] HELIS, L.; OKAYASU, K.; FUKUTOMI, H. Microstructure evolution and texture development during high-temperature uniaxial compression of magnesium alloy AZ31. Materials Science and Engineering: A, 2006, 430. Jg., Nr. 1, S. 98-103.
- [HOM10] HOMMA, T.; MENDIS, C. L.; HONO, K.; KAMADO, S. Effect of Zr addition on the mechanical properties of as-extruded Mg–Zn–Ca–Zr alloys. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527. Jg., Nr. 9, S. 2356-2362.

- [HOS93] HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. Metal forming. Prentice Hall, Upper Saddle River, New Jersey, 1993.
- [HUA08] HUANG, X.; SUZUKI, K.; WATAZU, A.; SHIGEMATSU, I.; SAITO, N. Mechanical properties of Mg–Al–Zn alloy with a tilted basal texture obtained by differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 488. Jg., Nr. 1, S. 214-220.
- [HUA09a] HUANG, X.; SUZUKI, K.; WATAZU, A.; SHIGEMATSU, I.; SAITO, N. Improvement of formability of Mg–Al–Zn alloy sheet at low temperatures using differential speed rolling. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 470. Jg., Nr. 1, S. 263-268.
- [HUA09b] HUANG, X.; SUZUKI, K.; SAITO, N. Textures and stretch formability of Mg–6Al–1Zn magnesium alloy sheets rolled at high temperatures up to 793K. *Scripta materialia*, 2009, 60. Jg., Nr. 8, S. 651-654.
- [HUA11] HUANG, X.; SUZUKI, K.; CHINO, Y.; MABUCHI, M. Improvement of stretch formability of Mg–3Al–1Zn alloy sheet by high temperature rolling at finishing pass. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509. Jg., Nr. 28, S. 7579-7584.
- [HUM01] HUMPHREYS, F. J. Review grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction. *Journal of Materials Science*, 2001, 36. Jg., Nr. 16, S. 3833-3854.
- [HUM95] HUMPHREYS, F. J.; HATHERLEY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. Pergamon Press, New York, 1995.
- [HUN51] HUNTER J.L., British patent 806576, 1951.
- [ION82] ION, S. E.; HUMPHREYS, F. J.; WHITE, S. H. Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium. *Acta Metallurgica*, 1982, 30. Jg., Nr. 10, S. 1909-1919.
- [IWA04] IWANAGA, K.; TASHIRO, H.; OKAMOTO, H.; SHIMIZU, K. Improvement of formability from room temperature to warm temperature in AZ-31 magnesium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 155. Jg., S. 1313-1316.
- [JÄG04] JÄGER, A.; LUKÁČ, P.; GÄRTNEROVÁ, V.; BOHLEN, J.; KAINER, K. U. Tensile properties of hot rolled AZ31 Mg alloy sheets at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 378. Jg., Nr. 1, S. 184-187.

- [JAI07] JAIN, A.; 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. Jg., Nr. 1, S. 29-36.
- [KAI00] KAINER, K. U. (Hrsg.). *Magnesium: Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale*. Wiley-VCH, Weinheim, 2000.
- [KAI09] KAINER, K.U.; FUSKOVA, L.; BOHLEN, J.; KURZ, G.; STUTZ, L.; LETZIG, D. Fabrication and Processing of Magnesium Sheets. *Processing and fabrication of advanced materials, XVII: Volume One*, 2009, 1. Jg.
- [KAL03] KALIDINDI, S. R.; SALEM, A. A.; DOHERTY, R. D. Role of deformation twinning on strain hardening in cubic and hexagonal polycrystalline metals. *Advanced Engineering Materials*, 2003, 5. Jg., Nr. 4, S. 229-232.
- [KAM00] KAMMER, C. *Magnesium Taschenbuch*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2000.
- [KAN09] KANG, D. H.; KIM, D. W.; KIM, S.; BAE, G. T.; KIM, K. H.; KIM, N. J. Relationship between stretch formability and work-hardening capacity of twin-roll cast Mg alloys at room temperature. *Scripta Materialia*, 2009, 61. Jg., Nr. 7, S. 768-771.
- [KAW11] KAWALLA, R.; ULLMANN, M.; SCHMIDT, C.; DEMBINSKA, J.; VOGT, H. P. Properties of magnesium strips produced by twin-roll-casting and hot rolling. *Materials Science Forum*, 2011, Vol. 690, S. 21-24.
- [KEE63] KEELER, S.P.; BACKOFEN, W.A. Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. *ASM TRANS Q*, 1963, 56. Jg., Nr. 1, S. 25-48.
- [KES09] KEßLER, L. *Charakterisierung von Blechwerkstoffen - Umformtechnische Beschreibung*, DGM Fortbildungsseminar Tiefziehen, Dortmund, 2009.
- [KIK28] KIKUCHI, S. Diffraction of cathode rays by mica. *Proceedings of the Imperial Academy*, 1928, 4. Jg., Nr. 6, S. 271-274.
- [KIM08] KIM, W. J.; PARK, J. D.; YOON, U. S. Superplasticity and superplastic forming of Mg–Al–Zn alloy sheets fabricated by strip casting method. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 464. Jg., Nr. 1, S. 197-204.
- [KIM13] KIM, D.W.; SUH, B. C.; SHIM, M. S.; BAE, J. H.; KIM, D. H.; KIM, N. J. Texture Evolution in Mg-Zn-Ca Alloy Sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44. Jg., Nr. 7, S. 2950-2961.

- [KRE04] KREE, V.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; KAINER, K. U. The metallographical examination of magnesium alloys. *Praktische Metallographie*, 2004, 41. Jg., Nr. 5, S. 233-246.
- [KUN93] KUNZE, K.; WRIGHT, S. I.; ADAMS, B. L.; DINGLEY, D. J. Advances in automatic EBSD single orientation measurements. *Texture, Stress, and Microstructure*, 1993, 20. Jg., Nr. 1-4, S. 41-54.
- [KUR13a] KURZ, G.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; KAINER, K. U. Influence of Process Parameters on Twin Roll Cast Strip of the Alloy AZ31. *Materials Science Forum*, 2013, Vol. 765, S. 205-209.
- [KUR13b] KURZ, G.; BOHLEN, J.; LETZIG, D. Der Einfluss des Gießwalzprozesses auf die Eigenschaften des Dünnbands. *Lightweight Design*, 2013, 6. Jg., Nr. 6, S. 52-57.
- [KUR13c] KURZ, G.; STUTZ, L.; LETZIG, D.; KAINER, K.U. Influence of Temperature and Rolling Speed on Twin Roll Cast Strip. *Magnesium Technology 2013*, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, S. 363-370.
- [KUR13d] KURZ, G.; STUTZ, L.; WENDT, J.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; KAINER, K.U. Der Einfluss des Giesswalzprozesses auf die Eigenschaften des Vormaterials für das Walzen von Magnesiumblechen. In: HUBER, O.; BICKER, M. (Hrsg.): *Systemleichtbau als ganzheitlicher Ansatz, Tagungsband 6. Landshuter Leichtbau-Colloquium*, 2013, S. 341 - 352.
- [LAN50] LANKFORD, W. T.; SNYDER, S. C.; BAUSCHER, J. A. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. *Transactions of the American Society of Metals*, 1950, 42. Jg., S. 1197-1232.
- [LAS08] LASER, T. Einfluss von intermetallischen Phasen in der Magnesiumknetlegierung AZ31 auf Rekristallisation, Texturausbildung und mechanische Eigenschaften. Shaker Verlag, Aachen, 2008.
- [LEE00] LEE, Y. C.; DAHLE, A. K.; STJOHN, D. H. The role of solute in grain refinement of magnesium. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31. Jg., Nr. 11, S. 2895-2906.
- [LEE14] LEE, J. Y.; YUN Y. S.; SUH, B. C.; KIM, N. J.; KIM, W. T.; KIM, D. H. Comparison of static recrystallization behavior in hot rolled Mg-3Al-1Zn and

- Mg–3Zn–0.5 Ca sheets. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 589. Jg., S. 240-246.
- [LEP08] LEPPIN, C.; LI, J.; DANIEL, D. Application of a method to correct the effect of non-proportional strain paths on Nakajima test based forming limit curves. In: *Proceedings of the NUMISHEET 2008 Conference*, Interlaken, Switzerland, 2008, S. 217-221.
- [LET08] LETZIG, D.; SWIOSTEK, J.; BOHLEN, J.; BEAVEN, P. A.; KAINER, K. U. Wrought magnesium alloys for structural applications. *Materials science and technology*, 2008, 24. Jg., Nr. 8, S. 991-996.
- [LET13] LETZIG, D.; WENDT, J.; STUTZ, L.; KURZ, G.; KAINER, K.U. Twin Roll Casting and Rolling of an Aluminium Free Magnesium Strip. In: *Proceedings of the 142nd Annual Meeting & Exhibition*, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, Pennsylvania, USA, 2013.
- [LET14] LETZIG, D.; SUH, J.; BOHLEN, J.; YI, S.; KURZ, G.; GOLLE, R.; VOLK, W.; VICTORIA-HERNANDEZ, J. Effect of the Shear Strain on the Microstructure and Texture of Mg-3Al-1Zn Sheets Processed by Differential Speed Rolling and Equal Channel Angular Pressing. In: *21st International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials*, 2014.
- [LUO95] LUO, A.; RENAUD, J.; NAKATSUWAGA, I.; PLOURDE, J. Magnesium castings for automotive applications. *JOM*, 1995, 47. Jg., Nr. 7, S. 28-31.
- [LÜT99] LÜTJERING, G. Property optimization through microstructural control in titanium and aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 263. Jg., Nr. 2, S. 117-126.
- [MAC08] MACKENZIE, L. W. F.; PEKGULERYUZ, M. O. The recrystallization and texture of magnesium–zinc–cerium alloys. *Scripta Materialia*, 2008, 59. Jg., Nr. 6, S. 665-668.
- [MAG09] *Machining of Magnesium - Magnesium Elektron Datasheet 254*, 2009.
- [MAN04] MANN, G.; GRIFFITHS, J. R.; CÁCERES, C. H. Hall-Petch parameters in tension and compression in cast Mg–2Zn alloys. *Journal of alloys and compounds*, 2004, 378. Jg., Nr. 1, S. 188-191.

- [MAR68] MARCINIAK, Z.; KUCZYŃSKI, K. Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1967, 9. Jg., Nr. 9, S. 609-620.
- [MAT82] MATTHIES, S.; VINEL, G. W. On the reproduction of the orientation distribution function of texturized samples from reduced pole figures using the conception of a conditional ghost correction. *Physica Status Solidi (b)*, 1982, 112. Jg., Nr. 2, S. K111-K114.
- [MEK09] MEKONEN, M. N.; STUTZ, L.; BOHLEN, J.; STEGLICH, D.; LETZIG, D. Experimental Measurement and Numerical Simulation of Forming Limits of Magnesium Sheet AZ31. In: 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications, Magnesium 2009. Weimar, 2009.
- [MEK13] MEKONEN, M. N.; STEGLICH, D.; BOHLEN, J.; STUTZ, L.; LETZIG, D.; MOSLER, J. Experimental and numerical investigation of Mg alloy sheet formability. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 586. Jg., S. 204-214.
- [MER03] MERKLEIN, M. Entwicklung einer neuen Analyseverfahren für die Charakterisierung des Formgebungsvermögens metallischer Werkstoffe. *UTF Science*, 2003, Nr. 1, S. 1-5.
- [MOR01] MORDIKE, B. L.; EBERT, T. Magnesium: Properties—applications—potential. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 302. Jg., Nr. 1, S. 37-45.
- [MOR10] MORAN, T.H. China's strategy to secure natural resources: risks, dangers, and opportunities. Peterson Institute for International Economics, Washington, DC, 2010.
- [MOR97] MORDIKE, B.L.; VON BUCH, F. Stand der Technik und Entwicklungspotentiale von Magnesium und seinen Legierungen: DGM-Seminar Clausthal-Zellerfeld, 1997.
- [MUK00] MUKAI, T.; WATANABE, H.; HIGASHI, K. Application of superplasticity in commercial magnesium alloy for fabrication of structural components. *Materials science and Technology*, 2000, 16. Jg., Nr. 11-12, S. 1314-1319.
- [MÜL06] MÜLLER, S.; MÜLLER, K.; ROSUMEK, M.; REIMERS, W. Microstructure development of differently extruded Mg alloys Part II. *Aluminium*, 2006, Vol. 82, Nr. 5, S. 438-441.

- [MUR08] MURÁNSKY, O.; CARR, D. G.; BARNETT, M. R.; OLIVER, E. C.; ŠITTNER, P. Investigation of deformation mechanisms involved in the plasticity of AZ31 Mg alloy: In situ neutron diffraction and EPSC modelling. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 496. Jg., Nr. 1, S. 14-24.
- [NAK68] NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. Study on the formability of steel sheets. *Yawata Tech Report*, 1968, Nr. 264, S. 8517-8530.
- [NAV04] NAVE, M. D.; BARNETT, M. R. Microstructures and textures of pure magnesium deformed in plane-strain compression. *Scripta Materialia*, 2004, 51. Jg., Nr. 9, S. 881-885.
- [NIE03] NIE, J. F. Effects of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in magnesium alloys. *Scripta Materialia*, 2003, 48. Jg., Nr. 8, S. 1009-1015.
- [OBA73] OBARA, T.; YOSHINGA, H.; MOROZUMI, S. $\{11\bar{2}2\}\langle 1123 \rangle$ Slip system in magnesium. *Acta Metallurgica*, 1973, 21. Jg., Nr. 7, S. 845-853.
- [PAN07] PANDA, S.K.; KUMAR, D. R.; KUMAR, H.; NATH, A. K. Characterization of tensile properties of tailor welded IF steel sheets and their formability in stretch forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 183. Jg., Nr. 2, S. 321-332.
- [PAR09] PARK, S. S.; PARK, W. J.; KIM, C. H.; YOU, B. S.; KIM, N. J. The twin-roll casting of magnesium alloys. *JOM*, 2009, 61. Jg., Nr. 8, S. 14-18.
- [PAR67] PARTRIDGE, P. G. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Reviews*, 1967, 12. Jg., Nr. 1, S. 169-194.
- [PET53] PETCH, N. J. The cleavage strength of polycrystals. *The Journal of the Iron Steel Institute*, 1953, 174. Jg., S. 25-28.
- [POL03] POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. *ISIJ International*, 2003, 43. Jg., Nr. 5, S. 684-691.
- [QIA13] QIAO, Y.; WANG, X.; LIU, Z.; WANG, E. Microstructures, Textures and Mechanical Properties Evolution during Cold Drawing of Pure Mg. *Microscopy Research*, 2013, Nr. 1, S. 8-15.
- [RAE11] RAEISINIA, B.; AGNEW, S. R.; AKHTAR, A. Incorporation of solid solution alloying effects into polycrystal modeling of Mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42. Jg., Nr. 5, S. 1418-1430.

- [ROB09] ROBSON, J. D.; HENRY, D. T.; DAVIS, B. Particle effects on recrystallization in magnesium–manganese alloys: Particle-stimulated nucleation. *Acta Materialia*, 2009, 57. Jg., Nr. 9, S. 2739-2747.
- [ROE65] ROE, R. J.. Description of crystallite orientation in polycrystalline materials. III. General solution to pole figure inversion. *Journal of Applied Physics*, 1965, 36. Jg., Nr. 6, S. 2024-2031.
- [ROK03] ROKHLIN, L. L. Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties. CRC Press, Boca Raton, Florida, 2003.
- [SAN11] SANDLÖBES, S.; ZAEFFERER, S.; SCHESTAKOW, I.; YI, S.; GONZALEZ-MARTINEZ, R. On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg–Y alloys. *Acta Materialia*, 2011, 59. Jg., Nr. 2, S. 429-439.
- [SCH05] SCHATZ, M., KELLER, S., FELDMANN, P. Experimentelle Ermittlung der Grenzformänderungskurve im Blechdickenbereich von 2,5 bis 5,0 mm, *UTF Science*, 2005, Nr. 3, S. 1-5.
- [SCH25] SCHMIDT, W. XXIII. Gefügestatistik. *Tschermaks mineralogische und petrographische Mitteilungen*, 1925, 38. Jg., Nr. 1, S. 392-423.
- [SCH35] SCHMID, E.; BOAS, W. Kristallplastizität: Mit besonderer Berücksichtigung der Metalle. Springer-Verlag, Berlin, 1935.
- [SCH49] SCHULZ, L. G. A Direct Method of Determining Preferred Orientation of a Flat Reflection Sample Using a Geiger Counter X-Ray Spectrometer. *Journal of Applied Physics*, 1949, 20. Jg., Nr. 11, S. 1030-1033.
- [SCH88] SCHMITT-THOMAS, K. Gefügeneubildung - Rekristallisation und Erholung. In: *Metallkunde für das Maschinenwesen Band 1: Aufbau und Eigenschaften metallischer Werkstoffe*. Springer-Verlag, Berlin, 1988. S. 223-238.
- [SEN08] SENN, J. W.; AGNEW, S. R. Texture randomization of magnesium alloys containing rare earth elements. *Magnesium Technology 2008*, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2008, S. 153-158.
- [SIN00] SINGH, A. K.; SCHWARZER, R. A. Texture and anisotropy of mechanical properties in titanium and its alloys. *Zeitschrift für Metallkunde*, 2000, 91. Jg., Nr. 9, S. 702-716.

- [SMI48] SMITH, C. S. Grains, phases, and interphases: An interpretation of microstructure. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 175. Jg., S. 15-51.
- [STA08] STANFORD, N.; 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. Jg., Nr. 1, S. 399-408.
- [STA10] 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. Jg., Nr. 1, S. 314-322.
- [STJ05] STJOHN, D. H.; QIAN, M. A.; EASTON, M. A.; CAO, P.; HILDEBRAND, Z. Grain refinement of magnesium alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36. Jg., Nr. 7, S. 1669-1679.
- [STU09] STUTZ, L.; LETZIG, D.; KAINER, K.U. Influence of process temperature on the formability of AZ31 magnesium alloy sheets. In: 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications, Magnesium 2009. Weimar, 2009.
- [STU11a] STUTZ, L.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; KAINER, K.U.: Formability of magnesium sheet ZE10 and AZ31 with respect to initial texture. Magnesium Technology 2011, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2011. 373 - 378.
- [STU11b] STUTZ, L.; BOHLEN, J.; KURZ, G.; LETZIG, D.; KAINER, K.U. Influence of the Processing of Magnesium Alloys AZ31 and ZE10 on the Sheet Formability at Elevated Temperature. Key Engineering Materials, 2011, 473. Jg., S. 335-342.
- [STU11c] STUTZ, L.; QUADE, J.; DAHMS, M.; LETZIG, D.; KAINER, K.U. Achievements in deep drawing of magnesium alloy sheets. Materials Science Forum, 2011, Vol. 690, S. 302-305.
- [STU12] STUTZ, L.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; KAINER, K.U. Effect of strain rate and temperature on the tensile properties of magnesiums sheets AZ31 and ZE10 at elevated temperatures. In: POOLE, W. J.; KAINER, K. U. (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications, 2012. S. 593 - 598.
- [STU14] STUTZ, L.; BOHLEN, J.; LETZIG, D.; KAINER, K. U. Formability of magnesium sheet ZE10 and AZ31 with respect to initial texture. Essential

- Readings in Magnesium Technology. John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2014, S. 357-362.
- [STY04] STYCZYNSKI, A.; HARTIG, C.; BOHLEN, J.; LETZIG, D. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 2004, 50. Jg., Nr. 7, S. 943-947.
- [SWI39] SWIFT, H. W. Drawing tests for sheet metal. *Proceedings of the Institution of Automobile Engineers*, 1939, Vol. 34, S. 361-432.
- [TAN03] TAN, J. C.; TAN, M. J. Superplasticity and grain boundary sliding characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 339. Jg., Nr. 1, S. 81-89.
- [TEK09] TEKKAYA, E. A. Grundlagen des Tief- und Streckziehens II, DGM Fortbildungsseminar Tiefziehen, Dortmund, 2009.
- [VON13] VON MISES, R. Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, 1913, 1913. Jg., S. 582-592.
- [VON28] VON MISES, R. Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 1928, 8. Jg., Nr. 3, S. 161-185.
- [WAG89] WAGONER, R.H.; CHAN, K.S.; KEELER, S.P. Forming limit diagrams: concepts, methods, and applications. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1989.
- [WAT04] WATARI, H.; DAVEY, K.; RASGADO, M. T.; HAGA, T.; IZAWA, S. Semi-solid manufacturing process of magnesium alloys by twin-roll casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 155. Jg., S. 1662-1667.
- [WAT04] WATANABE, H.; MUKAI, T.; ISHIKAWA, K. Differential speed rolling of an AZ31 magnesium alloy and the resulting mechanical properties. *Journal of Materials Science*, 2004, 39. Jg., Nr. 4, S. 1477-1480.
- [WAT07] WATANABE, H.; MUKAI, T.; ISHIKAWA, K. Effect of temperature of differential speed rolling on room temperature mechanical properties and texture in an AZ31 magnesium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 182. Jg., Nr. 1, S. 644-647.

- [WEN10] WENDT, J.; KAINER, K. U.; ARRUEBARRENA, G.; HANTZSCHE, K.; BOHLEN, J.; LETZIG, D. On the microstructure and texture development of magnesium alloy ZEK100 during. *Magnesium Technology 2009*, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2010, S. 289–294.
- [WEN14] WENDT, J.; BRONFIN, B.; STUTZ, L.; KURZ, G.; SCHMITT, S.; BAMBERGER, M.; LETZIG, D. Twin Roll Casting and Rolling of New Mg-Wrought Alloys for Body Protective Safety Equipment. *Materials Science Forum*, 2014, Vol. 783-786, S. 534-536.
- [WIL06] WILEY-VCH. *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry: Electronic Release 2006*, Wiley-VCH, Weinheim, 2006.
- [WUL02] WULFF, G. Untersuchungen im Gebiete der optischen Eigenschaften isomorpher Kristalle. *Zeitschrift für Kristallographie und Mineralogie*, 1902, Nr. 36, S. 1-28
- [XIN11] XIN, Y.; WANG, M.; ZENG, Z.; HUANG, G.; LIU, Q. Tailoring the texture of magnesium alloy by twinning deformation to improve the rolling capability. *Scripta Materialia*, 2011, 64. Jg., Nr. 10, S. 986-989.
- [YI06a] YI, S.; DAVIES, C. H. J.; BROKMEIER, H. G.; BOLMARO, R. E.; KAINER, K. U.; HOMEYER, J. Deformation and texture evolution in AZ31 magnesium alloy during uniaxial loading. *Acta Materialia*, 2006, 54. Jg., Nr. 2, S. 549-562.
- [YI06b] YI, S.; ZAEFFERER, S.; BROKMEIER, H.-G. Mechanical behaviour and microstructural evolution of magnesium alloy AZ31 in tension at different temperatures. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 424. Jg., Nr. 1, S. 275-281.
- [YI10] YI, S.; BOHLEN, J.; HEINEMANN, F.; LETZIG, D. Mechanical anisotropy and deep drawing behaviour of AZ31 and ZE10 magnesium alloy sheets. *Acta Materialia*, 2010, 58. Jg., Nr. 2, S. 592-605.
- [ZAE03] ZAEFFERER, S. A study of active deformation systems in titanium alloys: dependence on alloy composition and correlation with deformation texture. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 344. Jg., Nr. 1, S. 20-30.
- [ZEN44] ZENER, C.; HOLLOMON, J. H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15. Jg., Nr. 1, S. 22-32.

- [ZHA13] ZHANG, J.; DOU, Y.; LIU, G.; GUO, Z. First-principles study of stacking fault energies in Mg-based binary alloys. *Computational Materials Science*, 2013, 79. Jg., S. 564-569.
- [ZHO11] ZHOU, L.; HUANG, Y. D.; MAO, P. L.; KAINER, K. U.; LIU, Z.; HORT, N. Influence of composition on hot tearing in binary Mg-Zn alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 2011, 24. Jg., Nr. 3/4, S. 170-176.

10 Anhang

Tabelle 9: Mechanische Kennwerte des aus Bramme gewalzten Bleches AZ31

	T [°C]	dε/dt [s ⁻¹]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
AZ31 aus Bramme WR	20	0,1	146 ± 3	255 ± 2	16,9 ± 0,6
AZ31 aus Bramme QR	20	0,1	204 ± 1	264 ± 1	16,5 ± 0,4
AZ31 aus Bramme WR	20	0,01	145 ± 6	258 ± 0	18,5 ± 0,8
AZ31 aus Bramme QR	20	0,01	199 ± 0	264 ± 1	17,4 ± 0,4
AZ31 aus Bramme WR	20	0,001	154 ± 2	259 ± 0	22,2 ± 0,5
AZ31 aus Bramme QR	20	0,001	194 ± 1	262 ± 1	19,7 ± 2,0
AZ31 aus Bramme WR	150	0,1	107 ± 1	186 ± 1	45,8 ± 2,3
AZ31 aus Bramme QR	150	0,1	135 ± 0	190 ± 1	44,2 ± 1,5
AZ31 aus Bramme WR	150	0,01	98 ± 2	164 ± 1	52,4 ± 0,6
AZ31 aus Bramme QR	150	0,01	122 ± 3	167 ± 0	52,7 ± 2,1
AZ31 aus Bramme WR	150	0,001	86 ± 1	141 ± 1	64,1 ± 4,0
AZ31 aus Bramme QR	150	0,001	107 ± 1	145 ± 1	65,7 ± 2,2
AZ31 aus Bramme WR	200	0,1	83 ± 2	143 ± 0	54,3 ± 3,7
AZ31 aus Bramme QR	200	0,1	102 ± 2	147 ± 1	51,0 ± 1,6
AZ31 aus Bramme WR	200	0,01	75 ± 1	122 ± 2	56,6 ± 6,0
AZ31 aus Bramme QR	200	0,01	89 ± 0	125 ± 1	63,0 ± 1,0
AZ31 aus Bramme WR	200	0,001	71 ± 1	98 ± 1	67,2 ± 5,5
AZ31 aus Bramme QR	200	0,001	80 ± 1	102 ± 0	70,1 ± 3,6
AZ31 aus Bramme WR	250	0,1	68 ± 3	107 ± 0	67,3 ± 5,5
AZ31 aus Bramme QR	250	0,1	81 ± 1	111 ± 1	58,1 ± 3,9
AZ31 aus Bramme WR	250	0,01	62 ± 0	86 ± 0	72,9 ± 4,0
AZ31 aus Bramme QR	250	0,01	71 ± 1	88 ± 0	71,4 ± 0,7
AZ31 aus Bramme WR	250	0,001	52 ± 1	64 ± 1	94,8 ± 8,2
AZ31 aus Bramme QR	250	0,001	59 ± 0	68 ± 1	87,7 ± 16,2

Tabelle 10: Mechanische Kennwerte des aus Bramme gewalzten Bleches ZE10

	T [°C]	dε/dt [s ⁻¹]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
ZE10 aus Bramme WR	20	0,1	160 ± 4	250 ± 0	16,1 ± 0,5
ZE10 aus Bramme QR	20	0,1	99 ± 1	225 ± 0	26,0 ± 0,2
ZE10 aus Bramme WR	20	0,01	162 ± 2	239 ± 1	19,0 ± 0,5
ZE10 aus Bramme QR	20	0,01	103 ± 0	219 ± 1	26,7 ± 0,6
ZE10 aus Bramme WR	20	0,001	161 ± 0	234 ± 0	28,3 ± 1,6
ZE10 aus Bramme QR	20	0,001	104 ± 0	215 ± 1	34,5 ± 2,8
ZE10 aus Bramme WR	150	0,1	127 ± 1	157 ± 1	43,9 ± 0,8
ZE10 aus Bramme QR	150	0,1	94 ± 2	142 ± 1	57,7 ± 0,7
ZE10 aus Bramme WR	150	0,01	124 ± 1	136 ± 1	58,1 ± 6,5
ZE10 aus Bramme QR	150	0,01	95 ± 1	123 ± 1	71,1 ± 1,3
ZE10 aus Bramme WR	150	0,001	105 ± 1	119 ± 0	80,8 ± 2,9
ZE10 aus Bramme QR	150	0,001	88 ± 0	104 ± 0	85,5 ± 2,5
ZE10 aus Bramme WR	200	0,1	107 ± 1	122 ± 0	56,9 ± 1,2
ZE10 aus Bramme QR	200	0,1	86 ± 1	107 ± 1	70,9 ± 3,1
ZE10 aus Bramme WR	200	0,01	94 ± 2	106 ± 0	72,1 ± 0,9
ZE10 aus Bramme QR	200	0,01	82 ± 2	91 ± 1	84,8 ± 1,8
ZE10 aus Bramme WR	200	0,001	80 ± 2	91 ± 0	85,1 ± 4,7
ZE10 aus Bramme QR	200	0,001	76 ± 0	77 ± 0	91,8 ± 5,3
ZE10 aus Bramme WR	250	0,1	83 ± 0	99 ± 2	67,8 ± 5,5
ZE10 aus Bramme QR	250	0,1	73 ± 1	84 ± 0	77,9 ± 6,2
ZE10 aus Bramme WR	250	0,01	70 ± 0	81 ± 0	86,1 ± 3,9
ZE10 aus Bramme QR	250	0,01	67 ± 1	72 ± 0	92,3 ± 6,1
ZE10 aus Bramme WR	250	0,001	61 ± 0	65 ± 0	98,4 ± 5,9
ZE10 aus Bramme QR	250	0,001	59 ± 0	60 ± 0	91,7 ± 9,4

Tabelle 11: Mechanische Kennwerte des aus Dünnband gewalzten Bleches AZ31

	T [°C]	$d\varepsilon/dt$ [s ⁻¹]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
AZ31 aus Dünnband WR	20	0,1	186 ± 3	272 ± 1	16,8 ± 0,4
AZ31 aus Dünnband QR	20	0,1	212 ± 2	277 ± 1	9,7 ± 1,7
AZ31 aus Dünnband WR	20	0,01	192 ± 1	271 ± 1	17,9 ± 0,9
AZ31 aus Dünnband QR	20	0,01	208 ± 0	270 ± 1	12,4 ± 1,8
AZ31 aus Dünnband WR	20	0,001	186 ± 0	269 ± 1	20,9 ± 3,0
AZ31 aus Dünnband QR	20	0,001	202 ± 1	271 ± 1	15,8 ± 0,2
AZ31 aus Dünnband WR	150	0,1	130 ± 4	188 ± 1	45,5 ± 1,7
AZ31 aus Dünnband QR	150	0,1	140 ± 6	191 ± 0	45,5 ± 1,6
AZ31 aus Dünnband WR	150	0,01	119 ± 0	164 ± 0	53,7 ± 0,1
AZ31 aus Dünnband QR	150	0,01	129 ± 0	168 ± 0	52,0 ± 1,2
AZ31 aus Dünnband WR	150	0,001	107 ± 0	140 ± 1	72,8 ± 10,6
AZ31 aus Dünnband QR	150	0,001	115 ± 1	144 ± 1	67,3 ± 0,8
AZ31 aus Dünnband WR	200	0,1	102 ± 0	145 ± 1	55,6 ± 1,7
AZ31 aus Dünnband QR	200	0,1	110 ± 1	148 ± 0	56,6 ± 4,3
AZ31 aus Dünnband WR	200	0,01	98 ± 0	121 ± 0	60,6 ± 2,8
AZ31 aus Dünnband QR	200	0,01	102 ± 1	124 ± 1	62,8 ± 5,2
AZ31 aus Dünnband WR	200	0,001	85 ± 0	96 ± 1	74,0 ± 3,9
AZ31 aus Dünnband QR	200	0,001	87 ± 0	100 ± 0	74,6 ± 6,6
AZ31 aus Dünnband WR	250	0,1	85 ± 0	106 ± 2	64,4 ± 7,2
AZ31 aus Dünnband QR	250	0,1	89 ± 2	108 ± 0	63,1 ± 1,2
AZ31 aus Dünnband WR	250	0,01	79 ± 0	86 ± 0	72,2 ± 5,1
AZ31 aus Dünnband QR	250	0,01	81 ± 0	88 ± 0	68,6 ± 7,9
AZ31 aus Dünnband WR	250	0,001	65 ± 0	65 ± 0	103,0 ± 12,8
AZ31 aus Dünnband QR	250	0,001	67 ± 1	68 ± 0	91,5 ± 10,9

Tabelle 12: Mechanische Kennwerte des aus Dünnband gewalzten Bleches ZE10

	T [°C]	$d\varepsilon/dt$ [s ⁻¹]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
ZE10 aus Dünnband WR	20	0,1	144 ± 0	235 ± 1	15,3 ± 2,2
ZE10 aus Dünnband QR	20	0,1	171 ± 1	242 ± 0	17,1 ± 1,0
ZE10 aus Dünnband WR	20	0,01	146 ± 1	227 ± 2	16,2 ± 2,0
ZE10 aus Dünnband QR	20	0,01	174 ± 2	233 ± 2	19,4 ± 2,4
ZE10 aus Dünnband WR	20	0,001	139 ± 1	220 ± 1	16,2 ± 1,6
ZE10 aus Dünnband QR	20	0,001	166 ± 0	228 ± 1	22,9 ± 2,7
ZE10 aus Dünnband WR	150	0,1	91 ± 3	143 ± 1	57,4 ± 0,6
ZE10 aus Dünnband QR	150	0,1	104 ± 1	147 ± 0	58,0 ± 0,2
ZE10 aus Dünnband WR	150	0,01	79 ± 0	120 ± 0	75,6 ± 0,9
ZE10 aus Dünnband QR	150	0,01	88 ± 2	124 ± 2	77,8 ± 4,0
ZE10 aus Dünnband WR	150	0,001	68 ± 0	98 ± 1	94,5 ± 5,0
ZE10 aus Dünnband QR	150	0,001	74 ± 1	100 ± 1	93,8 ± 7,2
ZE10 aus Dünnband WR	200	0,1	67 ± 1	106 ± 2	74,1 ± 7,5
ZE10 aus Dünnband QR	200	0,1	73 ± 1	107 ± 0	77,9 ± 1,2
ZE10 aus Dünnband WR	200	0,01	62 ± 1	85 ± 2	89,0 ± 6,6
ZE10 aus Dünnband QR	200	0,01	65 ± 0	86 ± 0	95,6 ± 1,9
ZE10 aus Dünnband WR	200	0,001	53 ± 0	65 ± 0	106,0 ± 14,6
ZE10 aus Dünnband QR	200	0,001	55 ± 0	66 ± 0	104,2 ± 2,9
ZE10 aus Dünnband WR	250	0,1	54 ± 0	75 ± 0	91,3 ± 4,6
ZE10 aus Dünnband QR	250	0,1	57 ± 0	77 ± 0	90,5 ± 3,7
ZE10 aus Dünnband WR	250	0,01	48 ± 0	58 ± 0	99,8 ± 4,3
ZE10 aus Dünnband QR	250	0,01	50 ± 0	60 ± 1	101,8 ± 2,9
ZE10 aus Dünnband WR	250	0,001	40 ± 1	42 ± 1	114,7 ± 8,0
ZE10 aus Dünnband QR	250	0,001	41 ± 1	43 ± 0	120,8 ± 8,8