

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering,

Montanuniversität Leoben



## **DISSERTATION**

Physikalisch basierte Modellierung der Gefügeentwicklung  
während des Warmwalzens von Aluminiumlegierungen

**Dipl.-Ing. Pavel Sherstnev**

Gutachter:

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn Ernst Kozeschnik

Leoben, Oktober 2009

## **Eidesstattliche Erklärung**

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, Datum

Dipl.-Ing. Pavel Sherstnev

## Kurzfassung

Maßgeschneiderte Produkteigenschaften erfordern die Simulation der Fertigungsroute und die Modellierung der Gefügeentwicklung. Während des Warmwalzens von metallischen Werkstoffen kommt es zu einer Materialverfestigung und –entfestigung, die mit metallphysikalischen Methoden beschrieben werden können. Zwischen den Walzstichen und beim Abkühlen treten weiters statische Strukturänderungen und Phasenumwandlungen auf.

Ein physikalisches Modell, welches auf drei Versetzungsklassen und auf drei Keimbildungsstellen für die rekristallisierten Körner basiert, wurde in der plastomechanischen Simulation eingesetzt. Dieses Modell wurde in das kommerzielle Finite Elemente Programmpaket FORGE 2008 implementiert, um die Strukturentwicklung während des Warmwalzens und den rekristallisierten Volumenanteil in der Pausenzeit für die Aluminiumlegierung 5083 zu berechnen.

Die Ausscheidungskinetik während der Homogenisierung wurde unter Verwendung der Software MatCalc für die thermomechanischen Berechnungen untersucht. Für die Validierung der Simulationsergebnisse wurden Warmwalzversuche mittels eines experimentellen Walzgerüsts durchgeführt. Die Mikrostrukturentwicklung wurde mit Hilfe der rückgestreuten Elektronen (EBSD) analysiert.

**Schlagwörter:** Aluminium, Gefügesimulation, FEM, Versetzungsdichte, Substruktur, Keimbildung, statische Rekristallisation, Kornwachstum, Warmwalzen, EBSD

## Abstract

Tailored product properties require sound process simulation and structural modelling. Materials strengthening and softening during hot rolling can be described by physical based models. Additionally, microstructure changes statically by softening and because of phase transformation during inter-pass time as well as cooling.

A physical model based on three types of dislocations and three nucleation sites for recrystallized grains is applied to plastomechanical simulation. This model was implemented into a commercial Finite Element analysis package FORGE 2008 to calculate both the structure evolution during and the recrystallized volume fraction after hot working of aluminium alloy 5083.

The precipitation kinetics during homogenisation was investigated by use of the thermodynamic calculation software MatCalc. To validate the simulation results hot rolling experiments were performed by means of a laboratory mill. The grain structure evolution was analysed by electron backscatter diffraction (EBSD).

**Keywords:** Aluminium, microstructure modelling, FEM, dislocation density, subgrain structure, nucleation, static recrystallization, grain growth, hot rolling, EBSD

## Danksagung

*„Aufgabe der Naturwissenschaft ist es nicht nur, die Erfahrung zu erweitern, sondern in diese Erfahrung eine Ordnung zu bringen.“*

Nils Bohr

Die vorliegende Arbeit entstand im Zeitraum von März 2006 bis August 2009 am Christian Doppler Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation an der Montanuniversität Leoben und der Technischen Universität Graz.

Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch gilt mein besonderer Dank für die Betreuung dieser Arbeit sowie die zahlreichen Ideen und Vorschläge.

Ebenso möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn Ernst Kozeschnik für Interesse an meine Arbeit sowie für die Begutachtung danken.

Bei Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr bedanke ich mich für die Möglichkeit, diese Arbeit am Lehrstuhl für Umformtechnik durchführen und einreichen zu können.

Einen wertvollen Anteil für das Gelingen dieser Arbeit hatte die Firma AMAG rolling GmbH in Ranshofen. Für die zahlreichen Diskussionen und Anregungen möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. Helmut Kaufmann, bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. Carsten Melzer sowie bei Herrn Dipl.-Ing. Thomas Ebner und bei Herrn Dipl.-Ing. Meinrad Hacksteiner herzlich bedanken.

Mein Dank gilt außerdem allen Mitarbeitern des Lehrstuhles für Umformtechnik bzw. des CD Labors für Werkstoffmodellierung und Simulation. Die Unterstützung und die freundschaftliche Zusammenarbeit lassen mich an die Zeit an der MU Leoben zurückdenken. Besonders denke ich dabei an Herrn Dipl.-Ing. Friedrich Krumphals, Herrn Dipl.-Ing. Alfred Krumphals und Herrn Dipl.-Ing Mirza Candic.

Darüber hinaus möchte ich mich bei meinen Eltern und meiner Schwester bedanken. Sie haben mir diese Ausbildung ermöglicht und mich sowohl während meines Studiums als auch während meiner Zeit an der Montanuniversität Leoben ermutigt und unterstützt.

Ganz besonders danke ich meiner Freundin Kara, die mich mit ihrem Zuspruch und ihrer Hilfe begleitet und maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Schließlich danke ich noch meinem Corps Schacht und meinen Corpsbrüdern. Durch diese Freundschaft habe ich ein neues Zuhause weit von meinem Heimatland gefunden.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Eidesstattliche Erklärung</b> .....	<b>2</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>3</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>4</b>
<b>Danksagung</b> .....	<b>5</b>
<b>Inhaltsverzeichnis</b> .....	<b>6</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis</b> .....	<b>8</b>
<b>1 Einleitung</b> .....	<b>9</b>
<b>2 Zielsetzung</b> .....	<b>12</b>
<b>3 Werkstoffkundliche Grundlagen von Aluminiumlegierungen</b> .....	<b>14</b>
3.1 Physikalische Eigenschaften .....	14
3.1.1 Stapelfehler.....	16
3.2 Aluminiumlegierungen.....	17
3.2.1 Aufbau der Aluminiumlegierungen.....	18
3.2.2 Aluminium-Magnesium-Mangan-Legierungen (Al-Mg-Mn).....	18
3.3 Verfestigungsmechanismen.....	20
3.4 Entfestigungsmechanismen .....	22
3.4.1 Dynamische Vorgänge während der Warmumformung.....	23
3.4.2 Statische Vorgänge im Anschluss an die Warmumformung.....	24
3.4.3 Einfluss der Ausscheidungen .....	26
<b>4 Modellierung</b> .....	<b>27</b>
4.1 Plastomechanische Modelle .....	28
4.2 Metallphysikalische Modelle.....	34
4.2.1 Rekristallisationsmodell .....	35
4.2.2 Modellierung der Versetzungsdichte.....	37
4.2.3 Modellierung der Substruktur.....	46
4.2.4 Keimbildungsmodell .....	49
4.2.5 Kornwachstumsmodell .....	56
4.2.6 Werkstoffkonstanten für die charakteristischen Modellgleichungen .....	58
4.3 Kopplung von Werkstoffmodellen mit der Finiten Elementen Methode.....	59
4.4 Modellierung der Ausscheidungskinetik.....	60
<b>5 Materialdatenermittlung</b> .....	<b>63</b>

---

5.1	Untersuchte Aluminiumlegierung .....	63
5.2	Experimentelle Warmumformsimulation .....	63
5.2.1	Stauchversuche zur Fließkurvenaufnahme .....	65
5.3	Ermittlung der thermo-physikalischen Daten von untersuchter Aluminiumlegierung .....	69
5.3.1	Messung des Elastizitätsmoduls .....	70
5.3.2	Messung der spezifischen Wärmekapazität .....	71
5.3.3	Messung der Temperaturleitfähigkeit und Berechnung der Wärmeleitfähigkeit .....	72
<b>6</b>	<b>Einsatz von Werkstoffmodellen zur Prozesssimulation .....</b>	<b>75</b>
6.1	Abbildung industrieller Walzprozesse im Labormaßstab .....	75
6.1.1	Umschmelzen und Stranggießen .....	75
6.1.2	Hochglühung (Homogenisieren) .....	79
6.1.3	Warmwalzen .....	82
6.2	Simulation des Warmwalzens .....	85
6.2.1	Simulationsergebnisse .....	86
<b>7</b>	<b>Verifikation der aufgestellten Modelle .....</b>	<b>90</b>
7.1	Electron Backscatter Diffraktion (EBSD) .....	90
7.1.1	Charakterisierung der Substruktur .....	91
7.1.2	Ermittlung des statisch rekristallisierten Anteils .....	92
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>95</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis .....</b>	<b>97</b>
	<b>Tabellenverzeichnis .....</b>	<b>101</b>
	<b>Liste der Formelzeichen .....</b>	<b>102</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>107</b>

## Abkürzungsverzeichnis

FEM	Finite Elemente Methode
kfz	Kubisch flächenzentriertes Kristallgitter
KWKG	Kleinwinkelkorngrenzen
GWKG	Großwinkelkorngrenzen
SFE	Stapelfehlerenergie
DRV	Dynamische Erholung
SRV	Statische Erholung
3IVM	3 Internene Variablen Modell
SS	Steady-State
WR	Walzrichtung
TMTS	Thermo-Mechanical Treatment Simalator
FTTU	Fast-Thermal-Treatment-Unit
LSW	Lifshitz-Slyozov-Wagner-Theorie
KW	Kornwachstum
EDX	Energy Dispersive X-ray Analysis
LIM	Lichtmikroskopie
EBSD	Elektron Backscatter Diffraction
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm
GOS	Grain Orientation Spread
OIM	Orientation Imaging Microscopy

# 1 Einleitung

Viel Unternehmen sind einem hohen Druck ausgesetzt, neue Produkte zu generieren, Kosten zu senken und die Produktivität zu steigern. Die Ursachen hierfür liegen in steigender Wettbewerbsintensität, neuen Technologien und neuen Richtlinien.

Die Simulation kann sowohl bei der Optimierung der Prozesskette als auch für ein besseres Verständnis des Materials und des technologischen Prozesses eine entscheidende Rolle spielen.

Dabei ist die Simulation nicht das Heilmittel für falsche Technologien, sie ist vielmehr ein inzwischen ausgereiftes und zuverlässiges Hilfswerkzeug des Umformtechnikers, der seinen Prozess und die verwendete Technologie kennt, zur besseren und schnelleren Prozessentwicklung.

Wichtig ist es, dass die Randbedingungen und Grenzen des Prozesses bekannt und begreifbar sind, um Fehlanwendungen zu vermeiden. Dies trifft insbesondere auf die verwendeten Werkstoffe und deren Materialdaten zu.

Die Genauigkeit der Ergebnisse hängt neben der exakten Modellbeschreibung ganz entscheidend von der richtigen Wahl von Randbedingungen ab. Reibung, das Maschinenverhalten und die verwendeten Materialdaten müssen sorgfältig und realistisch beschrieben sein. Nicht zuletzt muss der Umformtechniker in der Lage sein, die von der Finite Elemente Methode (FEM) bereitgestellten Ergebnisse richtig zu interpretieren.

Rechnergestützte Modellierungen haben in den vergangenen Jahren einen immer größer werdenden Stellenwert bei der Planung und Auslegung von komplexen, umformtechnischen Prozessen eingenommen. Gerade bei der Simulation von mehrstufigen Warmumformverfahren ist jedoch eine Analyse und Beschreibung der im Werkstoffgefüge ablaufenden mikrostrukturellen Vorgänge von großem Interesse.

In dieser Arbeit sollen Methoden der Strukturmodellierung von Werkstoffen beim Warmwalzen aufgezeigt und jeweils anhand mehrerer Beispiele erläutert werden. Die Prozesssimulation erfolgt heute vor allem durch die FEM – Methode. Bei hinlänglich hohen homologen Verformungstemperaturen wird meist mit starr-viskoplastischen Werkstoffgesetzen gerechnet, wobei isotrope Materialeigenschaften angenommen werden und somit die Mises Plastizität für die Berechnung einer Vergleichsspannung und Fließbedingung verwendet werden kann. Die Fließspannung als Funktion der Verformung, Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit wird als Fließkurven-Datensatz mit linearen oder logarithmischen Interpolationsansätzen, als mathematische Beschreibung der Fließkurve, oder als aktuelle lokale Fließspannung, berechnet aus dem Materialmodell, übergeben.

Die weiteren Ausführungen beschränken sich auf die FEM als Prozesssimulation, sowie auf die Mikro- bis Makroskala für die Strukturmodellierung mit Hilfe von metallphysikalischen Ansätzen (Abbildung 1-1). Die grundlegende Idee dieses Konzeptes basiert auf der Prozessbeschreibung und –modellierung in immer feiner werdenden Simulationsebenen, ausgehend von einer Prozessbeschreibung mit Hilfe einer globalen Betrachtung bis hin zur Analyse mikroskopischer Umformmechanismen [1], [2].

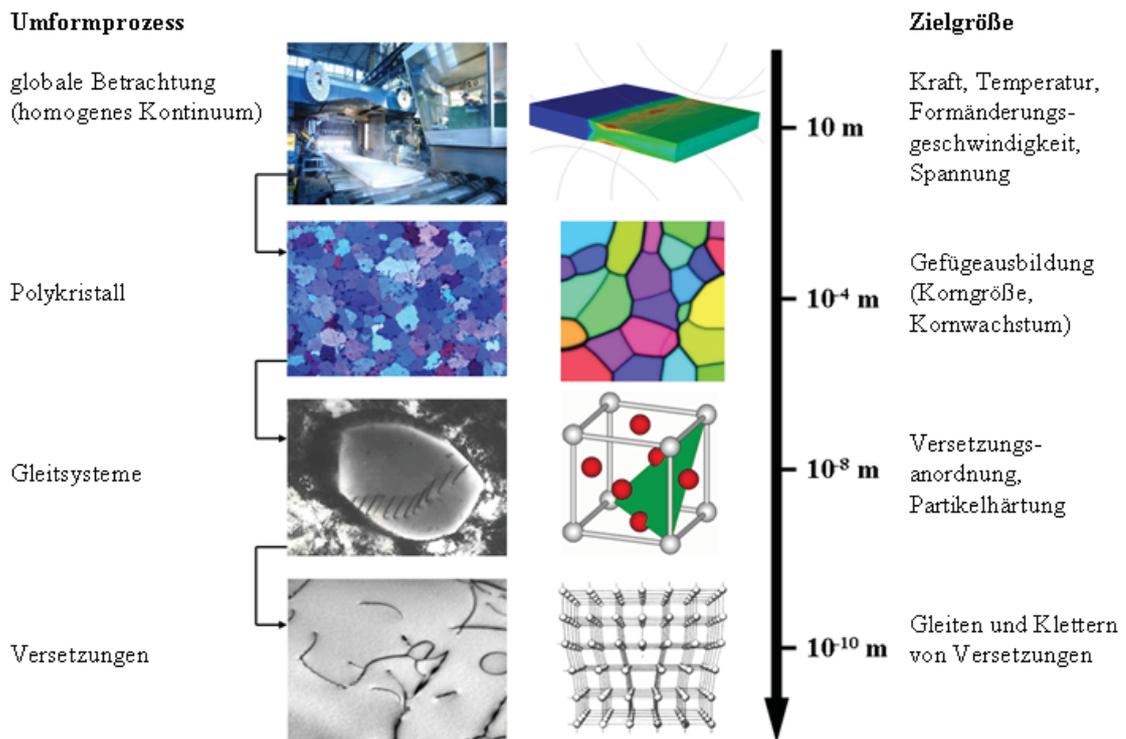


Abbildung 1-1: Mikro- und Makroskala für die Strukturmodellierung von Umformprozessen.

Die makroskopische Reaktion eines Werkstoffs auf eine Belastung enthält die Summe der mikroskopischen Reaktionen der darunter liegenden Ebenen. Die Wechselwirkungen zwischen den Ebenen sind im Allgemeinen begrenzt, so dass Schnittstellen zumeist durch die Übergabe eines oder weniger Parameter gewährleistet werden können. Die Reaktion einer Versetzungsanordnung auf eine aufgebrachte äußere Spannung kann zum Beispiel durch einen Parameter, die Fließspannung, ausgedrückt werden. Es ist daher zumeist nicht nötig, einzelne Versetzungen zu modellieren, um die makroskopische Werkstoffreaktion zu beschreiben, d.h. die Dimension der Zielgröße liegt in der Größenordnung der Versetzungen [1].

Es gibt zwei grundsätzliche Zusammenhänge zu einer vollständigen Prozesssimulation:

1. Die Wechselwirkung zwischen dem Stoffverhalten und den makroskopischen Variablen (Temperaturen, Formänderungsgeschwindigkeiten und Spannungen);

2. Der Einfluss der verschiedenen mikrostrukturellen Ebenen auf die Zielgröße (siehe Abbildung 1-1).

Die benötigten Rechenzeiten sind von den Zielgrößen abhängig und steigen mit jeder Ebene. Deswegen hat die Festlegung der hierarchischen Ebene für die Erstellung eines Modells eine entscheidende Bedeutung.

Bei der Umformung von Aluminiumlegierungen reicht eine Modellierung durch die notwendigen Informationen über das Ausscheidungsverhalten und die Substrukturbildung in tiefere Ebenen hinein.

In der Modellierung von Umformprozessen unterscheidet man zwischen empirischen und physikalischen Ansätzen.

Ein empirisches Modell ist eine mathematische Annäherung zur Beschreibung experimenteller Daten, die in Industrie- oder Laborversuchen gewonnen werden. Sie werden typischerweise dann eingesetzt, wenn die zugrunde liegenden physikalischen Mechanismen nicht ausreichend bekannt sind.

Ein physikalisches Modell basiert auf bekannten physikalischen oder chemischen Prinzipien, aus denen sich die Vorhersagen ableiten lassen. Es beinhaltet quantitative Formulierungen der Werkstoffstruktur. Wenn diese eingehend verifiziert wird und in Prozesssimulationen implementiert sind, erlauben sie eine explizite Vorhersage der Mikrostrukturentwicklung [1].

## 2 Zielsetzung

Die grundlegende Idee der vorliegenden Arbeit basiert auf der Entwicklung eines metallphysikalischen Modells zur Vorhersage der Gefügeentwicklung von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen dadurch, dass mehrere physikalische Ansätze für die Beschreibung der Versetzungsdichteentwicklung, der Keimbildung von rekristallisierten Körnern, der statischen Rekristallisation, des Kornwachstums und der Ausscheidungskinetik in einem Modell gekoppelt werden (Kapitel 4).

In Verbindung mit FEM – Codes kann das Modell dazu benutzt werden, komplexe Umformsimulationen wie das Walzen auszuführen. Das gegenwärtige Modell ist ideal zur Einbindung in Gesamtprozessmodellierungen (Abbildung 2-1).

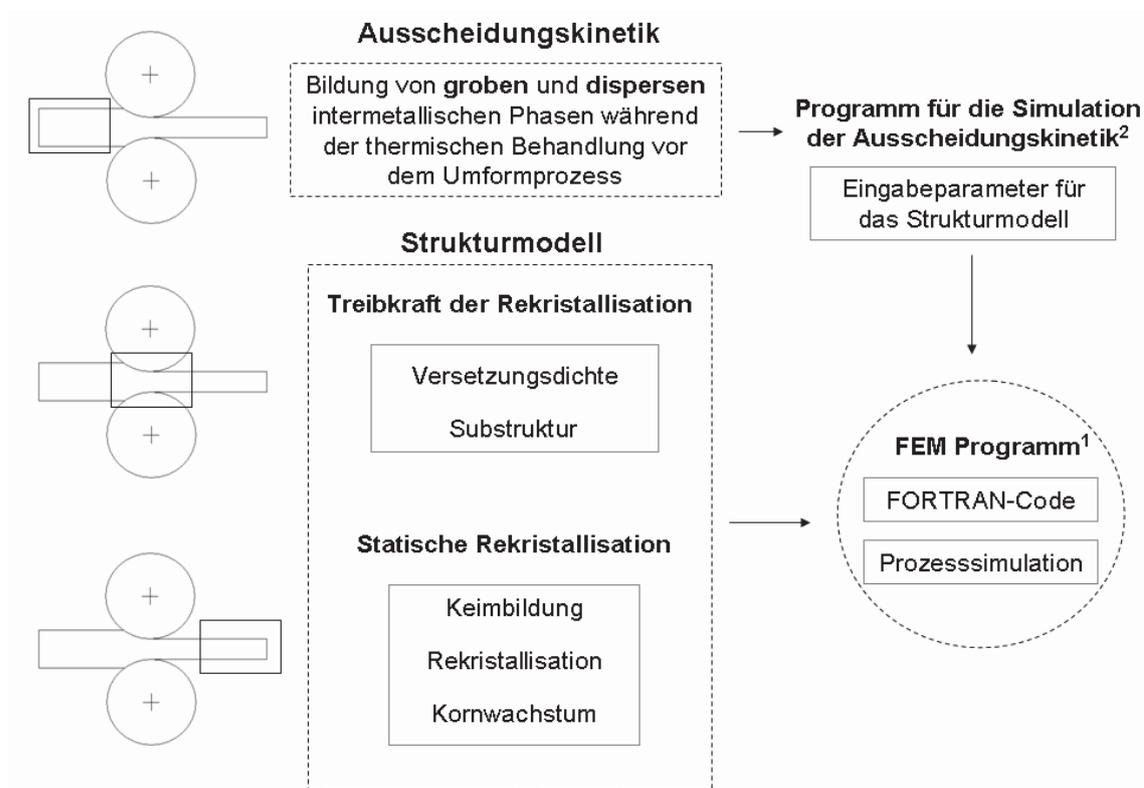


Abbildung 2-1: Schematische Darstellung des Gesamtkonzeptes für die mikrostrukturelle Simulation der Warmumformprozesse von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen. In dieser Arbeit wurden folgende Softwares für die Simulation verwendet: <sup>1</sup>FORGE 2008 und <sup>2</sup>MatCalc.

<sup>1</sup> <http://www.transvalor.com/forge.php>

<sup>2</sup> <http://www.matcalc.at/>

Zur Bestimmung der Fließspannung während der Umformung wurden Fließkurven bei verschiedenen Umformbedingungen im Zylinderstauchversuch mittels eines thermomechanischen Umformsimulators SERVOTEST aufgenommen. Die Grundlagen dieses Verfahrens werden im Kapitel 5 umfassend beschrieben.

Parallel dazu wurde der gesamte industrielle Warmwalzprozess im Labormaßstab abgebildet, um den Einsatz von Werkstoffmodellen zu überprüfen (siehe Kapitel 6).

Nicht zuletzt wurde der Fokus dieser Arbeit auf moderne experimentelle Methoden wie die Analyse der rückgestreuten Elektronen (engl.: Electron Backscatter Difraction, EBSD) für die Verifikation der aufgestellten Modelle gesetzt (siehe Kapitel 7).

### 3 Werkstoffkundliche Grundlagen von Aluminiumlegierungen

Aluminium kommt in vielen Gebieten der Technik als Konstruktionswerkstoff zur Anwendung. Die wirtschaftliche Einsetzbarkeit ist geprägt durch die geringe Dichte, die mit etwa  $2,7 \text{ g/cm}^3$  nur ein Drittel der von Stahl beträgt. Auf Grund der hohen spezifischen Festigkeit ist Aluminium besonders für den konstruktiven Leichtbau einsetzbar. Die Anwendungsbereiche erstrecken sich von der Verpackungsindustrie, dem Bauwesen, der Lebensmittelindustrie bis hin zum Transportsektor. In diesem Bereich, speziell der Automobil- und Flugzeugindustrie, erlangen Aluminiumlegierungen entsprechende Bedeutung, da sie neben der zuvor erwähnten hohen Festigkeit auch eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit aufweisen. Weiters kennzeichnen die hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit, die magnetische Neutralität, das optische Reflexionsverhalten und die gute chemische Beständigkeit die Eigenschaften. Reines Aluminium ist sehr weich, durch Legieren kann aber die Festigkeit gezielt beeinflusst werden. In Kombination mit der guten Umform- und Gießbarkeit ist es auf einfachstem Weg möglich die Werkstoffeigenschaften bedarfsgerecht anzupassen [3].

#### 3.1 Physikalische Eigenschaften

Die physikalischen Eigenschaften des Aluminiums sind die eigentliche Grundlage seiner ungewöhnlich vielfältigen Verwendbarkeit. Einige physikalische Eigenschaften sind abhängig von Reinheit bzw. Legierungszusammensetzung. Als Grundlagen dienen die physikalischen Eigenschaften des reinen Aluminiums (Reinheitsgrad 99,99%), die nachfolgend in Tabelle 3-1 aufgeführt sind. Viele der in dieser Tabelle enthaltenen Eigenschaften sind temperaturabhängig [4].

Tabelle 3-1: Physikalische Eigenschaften von Reinaluminium Al99,99 bei 20°C

Eigenschaft	Maßzahl	Einheit
Ordnungszahl	13	[-]
Gitteraufbau	kubisch flächenzentriert	[-]
Gitterkonstante	0,40496	[nm]
Atomradius	0,1431	[nm]
Dichte	$2,6989 \cdot 10^3$	[kg/m <sup>3</sup> ]

Elastizitätsmodul	66,6	[kN/mm <sup>2</sup> ]
Schubmodul	25,0	[kN/mm <sup>2</sup> ]
Querkontraktionszahl (Poissonsche Zahl)	0.35	[-]
Mittlerer linearer Wärmeausdehnungskoeffizient zwischen 20°C und 100°C	$23,6 \cdot 10^{-6}$	[1/°C]
Wärmeleitfähigkeit	235	[W/m·K]
Schmelztemperatur	660	[°C]
Volumenabnahme flüssig/fest	7,1	[%]
Spezifische Wärme bei konst. Druck	0.89	[kJ/kg·K]
Aktivierungsenergie der Selbstdiffusion	120	[kJ/mol]
Stapelfehlerenergie	$200 \cdot 10^7$	[J/cm <sup>3</sup> ]

Die wichtigsten Gefügebausteine, aus denen Aluminium und seine Legierungen aufgebaut sind, enthält Tabelle 3-2.

Tabelle 3-2: Gefügebausteine der Aluminiumlegierungen [4]

Gefügematrix	kfz-Kristallgitter
Gitterfehler	Leerstellen Versetzungen Stapelfehler Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG) Großwinkelkorngrenzen (GWKG) Phasengrenzen
Mischkristall	Legierungselementen auf Gitterplätzen (Substitutionsmischkristall) Elemente auf Zwischengitterplätzen (interstitielles Mischkristall)
Primärphasen	Intermetallische Phasen von Verunreinigungs- und Legierungselementen aus dem Erstarrungsprozess
Sekundärphasen	Intermetallische Phasen aus thermischen Behandlungen: -disperse Kornfeinungsphasen (Cr-, Mn-, Zr-, Ti-haltige Phasen)

	-Ausscheidungsphasen i. Kohärente Phasen (Cluster, Guiner-Preston Zonen) ii. Teilkohärente, metastabile Phasen iii. Inkohärente Gleichgewichtsphasen
Ausscheidungsfreie Zonen	an Legierungselementen verarmte Zonen an Korngrenzen, Primärphasen oder stabile Sekundärphasen
Fasergefüge	durch Warmumformung gestreckte Körner
Textur	kristallographische Vorzugsorientierung der Körner, z.B. Würfelftextur
Anschmelzungen	durch Überhitzung entstandene, lokale Anschmelzungen, vorzugsweise an Korngrenzen
Poren	durch Leerstellen-Cluster oder übersättigt gelöster Wasserstoff
Karbide, Oxide	Einschlüsse aus der Elektrolyse und aus dem Gießprozess

Die Anordnung der Atome auf den  $\{111\}$  Ebenen im kfz-Raumgitter erfüllt die Bedingung für die dichteste Kugelpackung. Deswegen findet die Versetzungsbewegung (der Mechanismus der plastischen Verformung) bevorzugt auf diesen Ebenen in Richtung der Flächendiagonalen  $\langle 110 \rangle$  mit dem geringsten Atomabstand. Es gibt 4 verschiedene Orientierungen für  $\{111\}$  Ebenen mit jeweils 3 verschiedenen Flächendiagonalen  $\langle 110 \rangle$ , d.h. insgesamt 12 verschiedene Gleitmöglichkeiten für Versetzungen im kfz-Gitter. Nach v. Mises müssen für plastische Verformung mindestens 5 Gleitsysteme aktivierbar sein [4].

Die Besonderheit des Aluminiums und seinen Legierungen besteht durch eine gute Beweglichkeit von Versetzungen aufgrund der hohen Stapelfehlerenergie in Ausbildung von Zellgefüge (Subkorngefüge).

### 3.1.1 Stapelfehler

Der Stapelfehler ist ein Fehler in der Stapelfolge der dichtgepackten Gleitebenen, der durch die Aufspaltung von Versetzungen in Teilversetzungen erzeugt wird (Abbildung 3-1). Die Breite der Aufspaltung ist umgekehrt proportional zur Stapelfehlerenergie (engl.: Stacking-Fault Energy, SFE). Aluminium hat vor allen wichtigen metallischen Grundwerkstoffen die höchste Stapelfehlerenergie (siehe Tabelle 3-1). Diese spezifische Eigenschaft beeinflusst die Gefügeentwicklung während der Umformung. Je geringer die Stapelfehlerenergie und je breiter infolgedessen der Stapelfehler ist, desto mehr können sich die Versetzungen im Gitter nur auf ihrer bevorzugten Gleitebenen bewegen (planares Gleitverhalten). Ein Quergleiten (von Schraubenversetzungen) ist damit nicht

möglich oder tritt bei hohen Verformungsgraden und höheren Temperaturen auf. Versetzungshindernisse (z.B. Ausscheidungen, Versetzungen, Korngrenzen) können dann nur mit höheren Schubkräften umgegangen werden. Dadurch erhöht sich die Versetzungsdichte in den aktivierten Gleitebenen, was wiederum zu einer starken Verfestigung führt. Durch seine hohe Stapelfehlerenergie hat unlegiertes Aluminium gegenüber Magnesium oder austenitischem Stahl ein geringes Verfestigungsvermögen. Aus dem gleichen Grunde tritt bei Aluminium keine Zwillingsbildung auf [4].

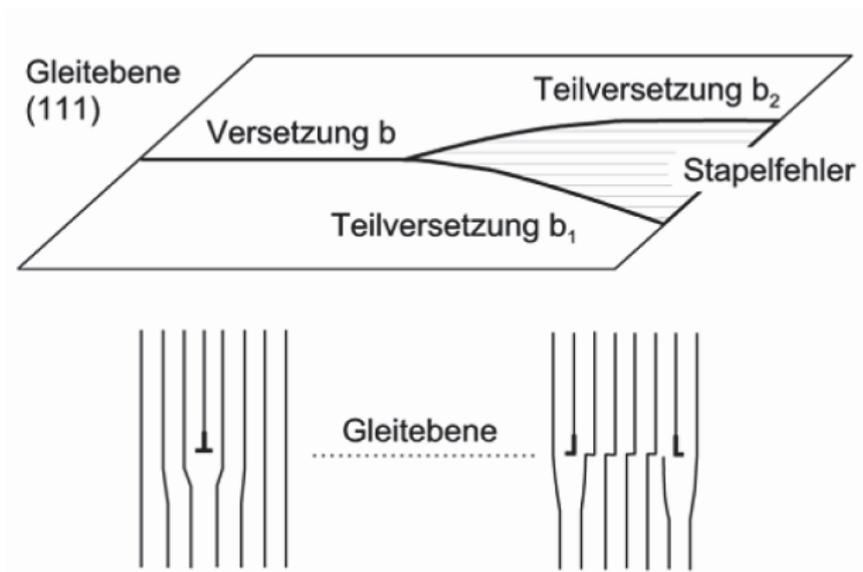


Abbildung 3-1: Aufspaltung einer Versetzung in Teilversetzungen und Stapelfehler im kfz Gitter, nach [4].

Substitutionell gelöste Legierungselemente in kfz-Metallen können zwar die Stapelfehlerenergie reduzieren, was jedoch bei Aluminiumlegierungen mit üblichen Legierungsgehalten nicht erwartet wird [5].

Das planare Gleitverhalten bei Al-Mg-Legierungen lässt sich durch ein spezielles Mechanismus erklären. Aufgrund der vorzugsweisen Bindung der erzeugten Leerstellen an Mg-Atome, wird deren Wanderung zu Versetzungsringen verhindert und dadurch die vorhandenen Burgersvektoren auf die aktive Gleitebene beschränkt bleiben [6].

## 3.2 Aluminiumlegierungen

In der Mehrzahl der technischen Anwendungen kommt aber nicht reines Aluminium zum Einsatz, sondern Aluminiumlegierungen, deren Legierungselemente und -gehalte auf den jeweiligen Verwendungszweck abzustimmen sind. Aluminiumlegierungen sind meist durch mehrere Legierungselemente gekennzeichnet. Als Hauptlegierungselemente sind Kupfer, Silizium, Magnesium, Zink und Mangan anzusehen. Weiter sind häufig Chrom, Titan und Eisen als Verunreinigungen vorzufinden.

Entscheidend für die Verfestigung ist einerseits die Wirkung der Fremdatome und deren Durchmesser auf das Gitter, und ob sie gelöst oder als fein verteilte Ausscheidungen vorliegen. Bei aushärtbaren Legierungen tritt eine Verfestigung durch Ausscheidungen vorher gelöster Bestandteile auf, bei naturharten durch Mischkristallbildung.

### **3.2.1 Aufbau der Aluminiumlegierungen**

#### **3.2.1.1 Primärphasen (Gußphasen)**

Die Primärphasen sind nach der Erstarrung interdendritisch angeordnet und bleiben nach der Barrenhochglühung wegen ihrer äußerst geringen Löslichkeit im Mischkristall thermisch stabil. Sie haben je nach Barrenquerschnitt eine Größe von  $40\mu\text{m}$  und keine kristallographische Kohärenz mit dem Mischkristall, werden während der Warmumformung zum Teil fragmentiert und im Gefüge zeilenförmig in Verformungsrichtung angeordnet.

Die Primärphasen verursachen bei plastischer Verformung Spannungs- und Dehnungslokalisierungen, welche zur statischen Rekristallisationskeimbildung nach der Warmumformung führen können [4].

#### **3.2.1.2 Sekundärphasen**

Die Sekundärphasen entstehen erst durch eine Wärmebehandlung der Gußbarrens (Hochglühung) oder des Halbzeugs und bilden sich durch Entmischung einer übersättigten festen Lösung. Man unterscheidet zwei Arten von Sekundärphasen: die thermisch stabilen Dispersionsphasen und die löslichen Ausscheidungsphasen in aushärtbaren Legierungen.

Die Dispersionsphasen haben eine Größe von  $0,02$  bis  $0,5\ \mu\text{m}$ , sind weitgehend inkohärent und lassen sich durch nachfolgende Wärmebehandlungen nicht merklich verändern. Größe und Anordnung der Dispersionsphasen im Gefüge werden durch die Aufheizgeschwindigkeit, Glühtemperatur und -zeit bei der Barrenhochglühung gesteuert. Die Aufgabe dieser Dispersionen besteht in der Kontrolle des Kornwachstums bei der Rekristallisation [4].

### **3.2.2 Aluminium-Magnesium-Mangan-Legierungen (Al-Mg-Mn)**

Als Untersuchungswerkstoff wurde in dieser Arbeit eine Aluminium-Magnesium-Mangan-Legierung ausgewählt.

Al-Mg-Mn-Legierungen (5xxx) zählen zur Gruppe der nicht aushärtbaren Legierungen mit niedriger bis mittlerer Festigkeit. Die Festigkeitsteigerung beruht auf Mischkristallverfestigung durch Magnesium.

In Abbildung 3-2 ist ein Ausschnitt aus dem Zustandsdiagramm wiedergegeben. Die maximale Löslichkeit des Magnesiums im Aluminium liegt bei der eutektischen Temperatur von 450°C 17,4 Gew.-%, bei 100°C nur 1,9% und bei Raumtemperatur unter 1%. Der  $\alpha$ -Mischkristall steht im Phasengleichgewicht mit der  $\beta$ -Phase  $Mg_5Al_8$  mit dem Schmelzpunkt von 450°C [4]. Die Erstarrung erfolgt eutektisch. Die Diffusion von Magnesiumatomen in der Aluminiummatrix ist äußerst langsam, so dass bei normalen Erstarrungsbedingungen selbst bei Mg-Gehalten von 4 bis 5 Gew.-% ein Teil des Mg-Gehaltes als  $\beta$ -Phase in interdendritischen Seigerungszone vorliegt.

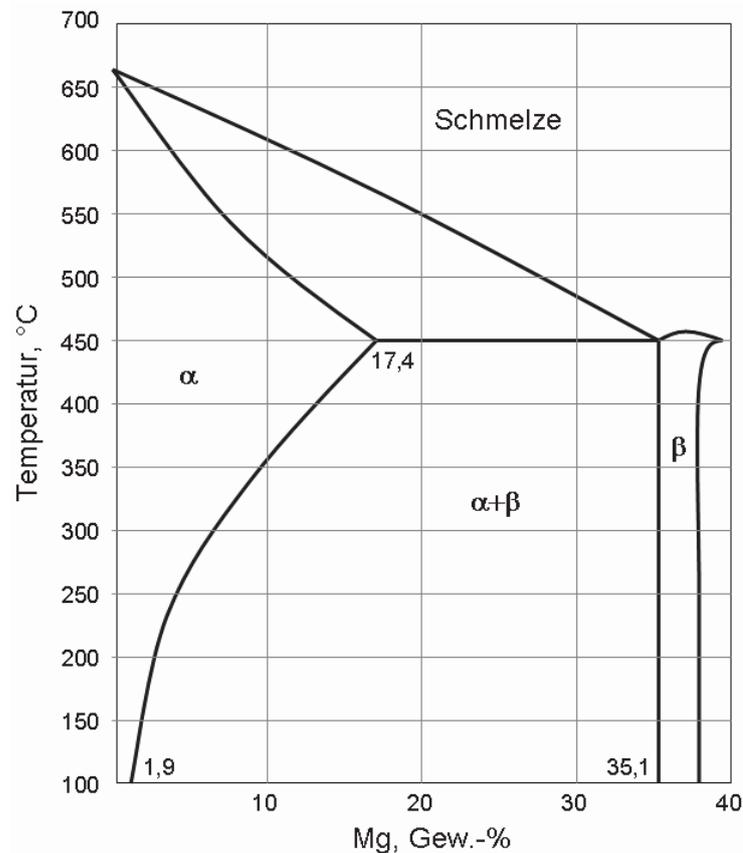


Abbildung 3-2: Zustandsdiagramm Aluminium-Magnesium.

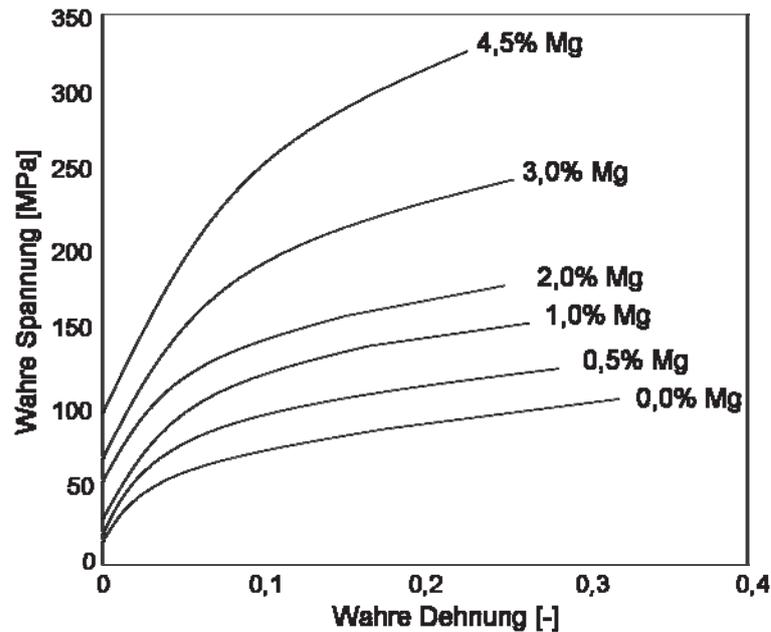


Abbildung 3-3: Einfluss des Mg-Gehaltes auf die Fließkurven von AlMg-Legierungen im Zustand weichgeglüht (0) mit Merkmalen von Lüdersdehnung [4].

Aufgrund des erhöhten Fließwiderstandes durch Mischkristallverfestigung nicht nur bei Raumtemperatur, sondern auch bei hohen Warmumformtemperaturen, werden Al-Mg-Legierungen zum großen Teil zu Walzprodukten verarbeitet.

### 3.2.2.1 Zusatz von Mangan oder Chrom

Die Legierungskomponenten Chrom und Mangan bilden mit dem als natürliche Verunreinigung vorhandenen Eisen schwer lösliche intermetallische Phasen. Diese Dispersionsphasen haben eine gewisse festigkeitssteigernde Wirkung, dienen aber hauptsächlich zur Stabilisierung des Korngefüges bei der Warmumformung und zur Steuerung der Rekristallisation.

## 3.3 Verfestigungsmechanismen

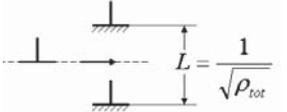
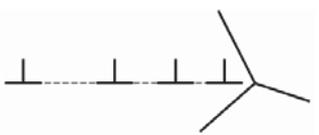
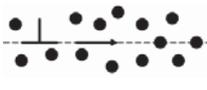
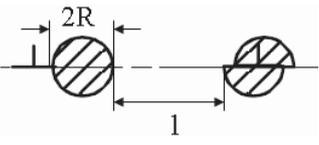
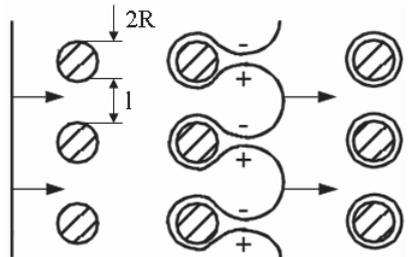
Eine Erhöhung der Festigkeit wird durch Erhöhung des Widerstandes gegen plastische Verformung, d.h. Widerstand gegen Versetzungsbewegung und -erzeugung, erreicht [7].

Zur Beschreibung des Umformverhaltens eines Werkstoffs wird in der Regel die Fließkurve verwendet. Die Schubspannungsberechnung setzt sich aus thermischen und athermischen Bestandteilen zusammen und kann folgendermaßen beschrieben werden:

$$\tau = \tau^{(t)} + \sum_i^4 \tau_i^{(a)}, \quad (3.1)$$

$\tau^{(a)}$  ist die athermische Komponente und beschreibt die Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Hindernissen, die weitreichende innere Spannungsfelder darstellen (wirken über einige tausende Atomabstände) wie z.B. Korngrenzen, Einschlüssen und zweiten Phasen (Tabelle 3-3). Die athermische Komponente ist lediglich durch den Schubmodul  $G$  temperaturabhängig.

Tabelle 3-3: Athermische Komponenten der Schubspannung  $\tau_1$ - $\tau_4$  [8]

	Verfestigungsmechanismen		Spannungsanteil
	Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit	Schematische Darstellung	
Verformungsverfestigung	<b>1. Versetzungen</b>		$\tau_1^{(a)} = \alpha_1 G b \sqrt{\rho_{tot}}$
Feinkornverfestigung	<b>2. Korngrenzen</b>		$\tau_2^{(a)} = \frac{k_y}{\sqrt{D}}$
Mischkristallverfestigung	<b>3. Gelöste Fremdatome</b>		$\tau_3^{(a)} = \alpha_2 G (-\mu \zeta \pm \eta) \sqrt{c}$ Parelastische Wechselwirkung $\zeta = \frac{1}{a_g} \frac{da_g}{dc}$ Dielastische Wechselwirkung $\eta = \frac{1}{G} \frac{dG}{dc}$ $\mu=3$ Schraubenversetzungen $\mu=16$ Stufenversetzungen
Teilchenverfestigung	<b>4. Teilchen</b> a) kohärente Ausscheidungen		$\tau_{4-1}^{(a)} = \alpha_3 \gamma_{eff}^\omega \frac{R^\omega}{l + 2R}$ $\omega=1$ bzw. 1,5
	b) inkohärente Ausscheidungen bzw. Dispersionen		$\tau_{4-2}^{(a)} = \alpha_4 \frac{Gb}{l} \ln\left(\frac{R}{b}\right)$

Die temperaturabhängige Komponente  $\tau^{(t)}$  beschreibt häufigkeitsabhängige Wechselwirkungen, die durch thermische Aktivierung überwunden werden können. Dabei handelt es sich meist um Hindernisse mit Auswirkungen kurzer Reichweite (wenige Atomabstände), wie Waldversetzungen. Diese Versetzungen gehören nicht zum primären Gleitsystem und erscheinen für die Primärversetzungen wie Bäume eines Versetzungswaldes, die geschnitten werden müssen. Die thermische Spannung kann durch Anwendung der Orowan-Gleichung  $\dot{\gamma} = \rho_m b v$  (wobei  $b$  den Burgersvektor,  $\rho_m$  die Dichte der beweglichen Versetzungen und  $v$  die mittlere Geschwindigkeit der beweglichen Versetzungen darstellt) in folgender Form definiert werden:

$$2 \sinh\left(\frac{\tau^{(t)} V}{k_B T}\right) = \frac{\dot{\gamma}}{b^2 \rho_m B_t \nu_D} \exp\left(\frac{U_t}{k_B T}\right) \quad (3.2)$$

mit  $V = b^2 l_x$  als dem Aktivierungsvolumen,  $l_x = \frac{1}{\sqrt{\rho_x}}$  als dem Abstand zwischen Waldversetzungen,  $\rho_x$  als der Dichte der Waldversetzungen,  $U_t = 1/2 G b^3$  als der Aktivierungsenergie,  $\nu_D$  als der Debye Frequenz,  $k_B$  als der Boltzmann-Konstante und  $B_t$  als einer Konstante.

### 3.4 Entfestigungsmechanismen

Die makroskopische Werkstoffverfestigung wird generell während einer Umformung durch Zunahme an Versetzungen charakterisiert. Im Gegensatz zur Kaltumformung laufen bei der Warmumformung verschiedene thermisch aktivierte Prozesse ab, wie z.B. Versetzungsklettern und –quergleiten. Diese Prozesse beeinflussen das Entfestigungsverhalten des Werkstoffs. Damit verbunden sind eine Reihe von Vorgängen im Gefüge, die die Mikrostruktur im Werkstück verändern und somit die mechanischen Eigenschaften eines Produktes bestimmen [2].

In Hinblick auf die Mikrostruktur kann Warmwalzen als eine Abfolge von Verformung und Zwischenzeiten, bzw. Pausen gesehen werden. Aufgrund der erhöhten Wärme unterliegt das Gefüge maßgeblichen Veränderungen, was in Abbildung 3-4 schematisch dargestellt ist.

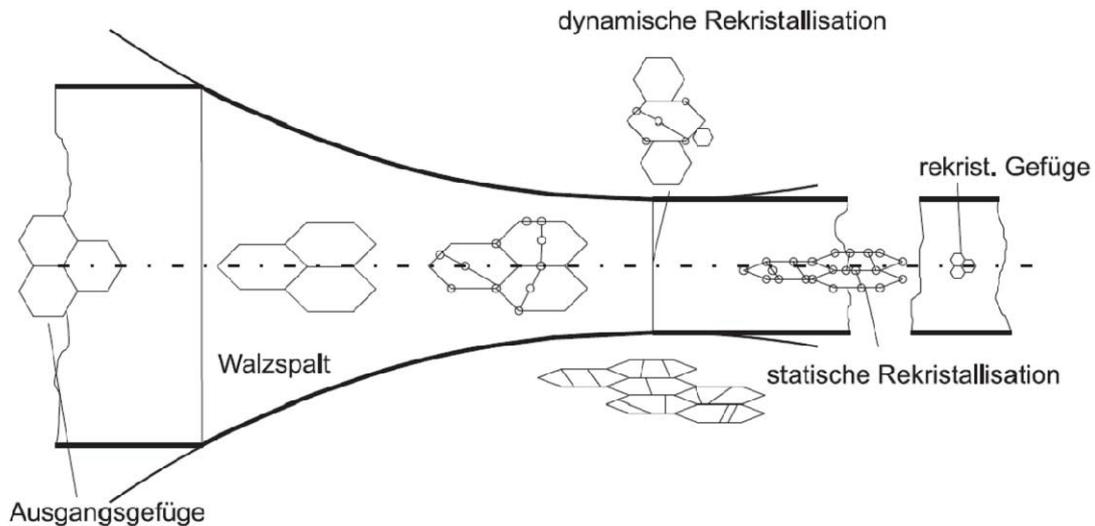


Abbildung 3-4: Gefügeänderung während des Warmwalzens. Das Ausgangsgefüge wird deformiert, es kommt zu einer Versetzungsanhäufung und Keimbildung. Daraus entsteht dynamische und im Anschluss statische Rekristallisation [9], [10].

### 3.4.1 Dynamische Vorgänge während der Warmumformung

Die Dynamische Erholung (engl.: Dynamic Recovery, DRV) ist der wichtigste Entfestigungsmechanismus während der Warmumformung von Metallen mit hoher Stapelfehlerenergie, wie Aluminiumlegierungen (siehe Kapitel 3.1.1).

Die Erholung umfasst alle Vorgänge bei denen eine Auslöschung (Annihilation) und Umordnung (Polygonisation) von Versetzungen stattfindet. Die Versetzungsstruktur eines verformten Materials ist thermodynamisch gesehen instabil. Bei erhöhten Temperaturen kommt es zur thermischen Aktivierung der diffusionsgesteuerten Prozesse, wie Quergleiten von Schraubenversetzungen und Klettern von Stufenversetzungen, das eine Versetzungsumordnung in energetisch günstigere Zustände bewirkt. Die Erholung beruht auf der *Wechselwirkung der Versetzungen* miteinander infolge ihres langreichweitigen Spannungsfeldes. Sind zwei Versetzungen parallel und befinden sich auf der gleichen Gleitebene so ist ihre Kraft stets positiv gerichtet und es kommt zur Abstoßung untereinander. Sind beide entgegengesetzt kommt es allerdings zu einer Anziehung, sie vereinigen sich und löschen sich gegenseitig aus. Dieser Mechanismus wird als *Annihilation* bezeichnet. Befinden sich antiparallele Versetzungen auf benachbarten Gleitebenen, so kommt es zu keiner Auslöschung sondern zur *Bildung eines Versetzungsdipols* (Abbildung 3-5). Bei der *Polygonisation* bilden sich aus ungleichmäßig verteilt und orientierten Versetzungen bei höheren Temperaturen ein räumlicher Verbund an Kleinwinkelkorngrenzen (Subkorngrenzen) [12].

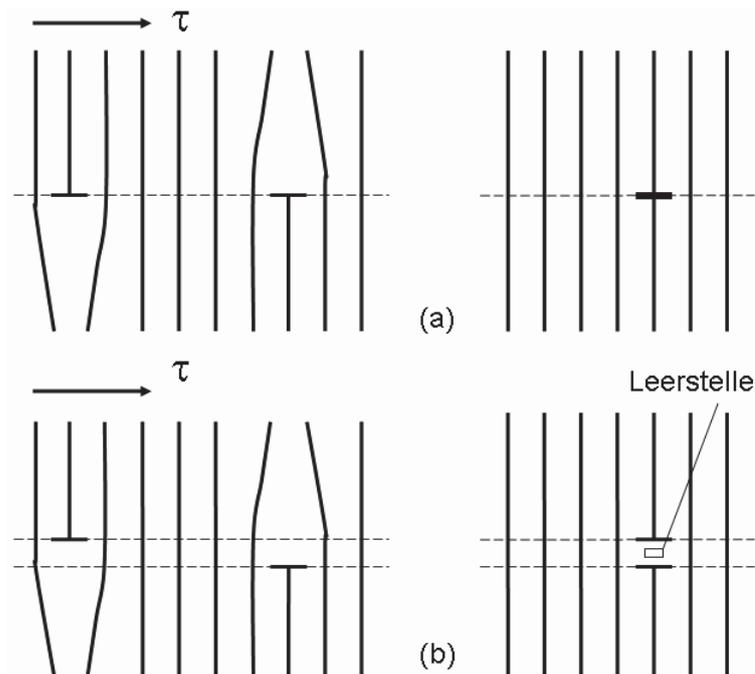


Abbildung 3-5: Prinzip der Annihilation (a) und der Dipolbildung (b) von Stufenversetzungen [12].

Die Vorgänge der DRV werden im Verlauf einer Warmumformung immer ausgeprägter, so dass es zur Ausbildung einer stationären Fließspannung kommt. Die DRV kompensiert dann die Verfestigung bei hohen Umformgraden vollständig [2].

Al-Legierungen neigen hauptsächlich zu einer sehr starken DRV, so dass die treibenden Kräfte zum Auslösen der *dynamischen Rekristallisation* (engl.: Dynamic Recrystallization, DRX) in der Regel nicht ausreichend. Die Untersuchungen von einer Al-Legierung mit hohem Mg-Gehalt zeigten, dass keine DRX während des industriellen Walzens auftritt [13].

### 3.4.2 Statische Vorgänge im Anschluss an die Warmumformung

Die wichtigen Rekristallisationsvorgänge laufen in Al-Legierungen nicht während einer Umformung ab, sondern schließen sich zeitlich verzögert einer Warmumformung an (Abbildung 3-4).

Die während der Umformung gespeicherte Energie in Form von Versetzungen und der Substruktur wird unmittelbar nach dem Verformungsschritt durch Entstehung (*Keimbildung*) und Bewegung (*Keimwachstum*) von Großwinkelkorngrenzen (GWKKG) reduziert. Dieser Vorgang wird als *statische Rekristallisation* (engl.: Statical Recrystallization, SRX) bezeichnet. Die dabei bewegte Korngrenze lässt ein Gebiet mit wesentlich niedriger Versetzungsdichte hinter sich zurück [12].

Die *treibende Kraft* für die SRX ist die in den Versetzungen gespeicherte Verformungsenergie. Die Gesamtenergie pro Längeneinheit der Stufenversetzung, die sich aus der *elastischen Energie einer Versetzung* ( $E_{el}$ ) und der *Energie des Versetzungskerns* ( $E_{Kern}$ ) zusammensetzt [14]:

$$E^{(disl)} = E_{el} + E_{Kern} = \frac{G b^2}{4 \pi (1-\nu)} \left( \ln \frac{R_0}{r_0} + 1 \right) \quad (3.3)$$

wobei  $\nu$  die Querkontraktionszahl (*Poissonzahl*),  $R_0$  die Reichweite des Spannungsfeldes einer Versetzung ( $R_0 \cong \rho^{-1/2}$ ) und  $r_0$  die Größe des Versetzungskerns ( $r_0 \cong b \div 5b$ ) ist.

Die gespeicherte Energie der Verformung errechnet sich mit:

$$P_D^{(disl)} = \rho E^{(disl)} = \frac{G b^2}{4 \pi (1-\nu)} \left( \ln \frac{R_0}{r_0} + 1 \right) \rho \quad (3.4)$$

Wenn in der verformten Mikrostruktur Subkörner vorhanden sind, stammt die treibende Kraft aus den Korngrenzen selbst, nämlich aus der Verringerung der Korngrenzenfläche.

Bei einem Durchmesser  $\delta$  der Subkörner beträgt mit der spezifischen Energie der KWKG ( $\gamma_s$ ) die treibende Kraft pro Volumeneinheit [15]:

$$P_D^{(sub)} = \frac{3 \delta^2 \gamma_s}{\delta^3} = \frac{3 \gamma_s}{\delta} \quad (3.5)$$

Die Energie der KWKG ergibt sich aus der Energie jeder einzelnen Versetzung in der Subkorngrenze:

$$\gamma_s = Z E^{(disl)} \quad (3.6)$$

wobei  $Z$  die Anzahl der Versetzungen pro Flächeneinheit beschreibt:

$$Z = \frac{\theta}{b} = \frac{1}{h} \quad (3.7)$$

mit  $\theta$  als der Orientierungsdifferenz (*Missorientierung*), sowie  $h$  als dem Versetzungsabstand in der KWKG.

Auf Grund der Gleichungen lässt sich die gesamte gespeicherte Verformungsenergie  $P_D$  berechnen:

$$P_D = P_D^{(disl)} + P_D^{(sub)} \quad (3.8)$$

Ab einer kritischen gespeicherten Verformungsenergie bilden sich während einer anschließenden Inkubationszeit rekristallisierte Keime. Die zur SRX notwendige Keimbildung kann nach verschiedenen Mechanismen erfolgen, die im Kapitel 4.2.4 besser erläutert werden.

Einen erheblichen Einfluss auf die Kinetik der SRX nehmen vor allem die Prozessparameter Umformgrad ( $\varphi$ ), Umformgeschwindigkeit ( $\dot{\varphi}$ ) und Temperatur ( $T$ ).

Nach der SRX kann im Werkstoff während einer Haltezeit bei erhöhter Temperatur *Kornwachstum* einsetzen. Die treibende Kraft ist hier die Verringerung der Grenzflächenenergie.

Die DRV während der Umformung und die SRX während der Haltezeit sind die entscheidenden Entfestigungsmechanismen bei der Warmumformung von Aluminiumlegierungen [2].

### 3.4.3 Einfluss der Ausscheidungen

Wie im Kapitel 3.2.1 diskutiert wurde, weisen technische Aluminiumlegierungen eine Reihe von intermetallischen Ausscheidungen auf, die die Mikrostrukturvorgänge im Gefüge während und nach der Warmumformung stark beeinflussen können.

Die diffusionsgesteuerte Versetzungsbewegung während Erholungsvorgängen wird durch die elastischen Verzerrungen des Matrixgitters in der Umgebung einer Ausscheidung erschwert.

Die Einflüsse von Ausscheidungen bei der SRX haben einen komplexen Charakter. Solche Prozesse wie Keimbildung und Keimwachstum können durch vorhandene Ausscheidungen je nachdem in welcher Form sie auftreten, begünstigt oder erschwert werden [2]. Grobe Teilchen begünstigen die Keimbildung, da sich um sie herum eine inhomogene Versetzungsstruktur ausbildet. Dispersionsteilchen behindern die Korngrenzenbewegung auf Grund einer rücktreibenden Kraft (engl.: Zener Drag), die durch den Kontakt Teilchen-Korngrenze aufgebracht werden muss um diese wieder voneinander zu lösen [9], [12]. Im Kapitel 4.2 wird der Einfluss dieser Vorgänge auf die statische Entfestigung detailliert beschrieben.

## 4 Modellierung

Um einen Umformprozess möglichst umfassend und realistisch zu modellieren, werden in der Praxis plastomechanische Modelle (Umformmodelle) eingesetzt und mit Werkstoffmodellen, die die Reaktion des Werkstoffs auf den Prozess beschreiben, gekoppelt.

Das plastomechanische Modell muss die maßgeblichen lokalen Prozessvariablen wie Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Temperatur sowie deren zeitlichen Verlauf bereitstellen [1].

Die Finite Elemente Methode (FEM) ist als universell einsetzbares Lösungsverfahren plastomechanischer Problemstellungen von großer Bedeutung. Sie ermöglicht bei genauer Kenntnis der Randbedingungen und der Stoffwerte eine sehr genaue Vorhersage lokaler Prozessgrößen [1], [16].

In der vorliegenden Arbeit wurden alle numerische Simulationen mit Hilfe des kommerziellen Programms FORGE 2008 durchgeführt. Dieses Programm ist aus Forschungsarbeiten am CEMEF, Ecole des Mines de Paris<sup>3</sup> hervorgegangen und wurde von der Firma TRANSVALOR<sup>4</sup> weiter entwickelt. FORGE ist eine Finite-Elemente-Software zur Simulation von unterschiedlichen Umformprozessen von Eisen-Metallen (Stahl) und Nicht-Eisen-Metallen (Aluminium-, Kupfer-, Titan- und Nickellegierungen). Die Anwendung eignet sich dabei sowohl für Warm-, Halbwarm- und Kaltumformen in der 2D- (axisymmetrisch oder extrudierbare Teile) oder 3D-Darstellung. Die Software ist mit einem viskoplastischen Solver ausgerüstet, der für die Warmumformung verwendet wird. Ein elastoviskoplastisches Modell ermöglicht die Vorhersage der Formgebung während des Kaltumformprozesses. Die Belastbarkeit des Vernetzungsalgorithmus (*Meshing*) sowie des Algorithmus zum *automatischen Remeshing* sorgen für eine hohe Stabilität der Software auch bei hoch komplexen Werkstücken und mehrstufigen Umformprozessen. Die Parallelversion für Netzwerkcluster von FORGE ermöglicht eine signifikante Verkürzung der Berechnungszeiten.

FORGE ist nach dem Baukastenprinzip aufgebaut und umfasst einen *PREPROZESSOR* für die Datenaufbereitung, einen *SOLVER* (2D und 3D) für die Berechnung sowie einen *POSTPROZESSOR* für die Auswertung der Ergebnisse.

---

<sup>3</sup> <http://www.cemef.mines-paristech.fr/>

<sup>4</sup> [http://www.transvalor.com/index\\_de.php](http://www.transvalor.com/index_de.php)

## 4.1 Plastomechanische Modelle

Die Beschreibung des viskoplastischen Fließens bei der Warmumformung erfolgt im FEM Programm FORGE nach der Norton-Hoff Gleichung [17]:

$$\underline{\underline{\sigma}}' = 2K(\sqrt{3}\dot{\underline{\underline{\phi}}})^{m-1}\dot{\underline{\underline{\phi}}} \quad (4.1)$$

mit  $\underline{\underline{\sigma}}'$  als dem Spannungsdeviator,  $\dot{\underline{\underline{\phi}}}$  als dem Tensor der plastischen Verformungsgeschwindigkeit sowie  $\dot{\underline{\phi}}$  als der effektiven Verformungsgeschwindigkeit:

$$\dot{\underline{\phi}} = \left( \frac{2}{3} \sum_{i,j} \dot{\phi}_{ij}^2 \right)^{1/2} \quad (4.2)$$

wobei  $K$  die Materialkonsistenz bezeichnet, die das Prinzip der physikalischen Verträglichkeit der Konstitutivgleichungen repräsentiert und als Funktion von Umformgrad dargestellt werden kann:

$$K = K_0 (\varphi_0 + \varphi)^j \quad (4.3)$$

und  $j$  ist die Sensitivität der Verformungsgeschwindigkeit.

Aus dem Prinzip der virtuellen Arbeit ergibt sich die plastomechanische Formulierung in integraler Form, die für ein virtuelles Geschwindigkeitsfeld  $v^*$  und ein virtuelles Druckfeld  $p^*$  gilt:

$$\int_{\Omega} \underline{\underline{\sigma}}' : \dot{\underline{\underline{\phi}}}^* dV + \int_{\partial\Omega_c} \tau v^* dS - \int_{\Omega} p^* \operatorname{div}(v^*) dV = 0 \quad (4.4)$$

mit der Bedingung der Inkompressibilität:

$$\int_{\Omega} p^* \operatorname{div}(v) dV = 0 \quad (4.5)$$

wobei  $\dot{\underline{\underline{\phi}}}^*$  der lokale Tensor der Verformungsgeschwindigkeit,  $dV$  des Element der Volumendeformation und  $dS$  ein Element der Kontaktfläche zwischen Werkzeug und Werkstück darstellt.

Die viskoplastischen Reibungsbedingungen lassen sich durch ein nichtlineares Verhältnis zwischen dem Schubspannungsvektor  $\tau$  und der Gleitgeschwindigkeit (Werkzeug-Werkstück)  $v_S$  beschreiben:

$$\tau = -\alpha_f K |v_s|^{q-1} v_s \quad (4.6)$$

mit  $\alpha_f$  als dem viskoplastischen Reibungskoeffizient als Funktion von Normalspannung und  $q$  als ein von der Gleitgeschwindigkeit  $v_s$  abhängiger Parameter (Siehe Tabelle 4-1). Ergebnisse der plastomechanischen FE-Berechnungen während des Warmwalzens von Aluminiumlegierung 5083 sind in den Abbildung 4-1 - Abbildung 4-3 dargestellt. Die Vergleichsspannung nach *von Mises* wird folgenderweise definiert:

$$\sigma_v = \left( \frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}^t : \underline{\underline{\sigma}}^t \right)^{1/2} \quad (4.7)$$

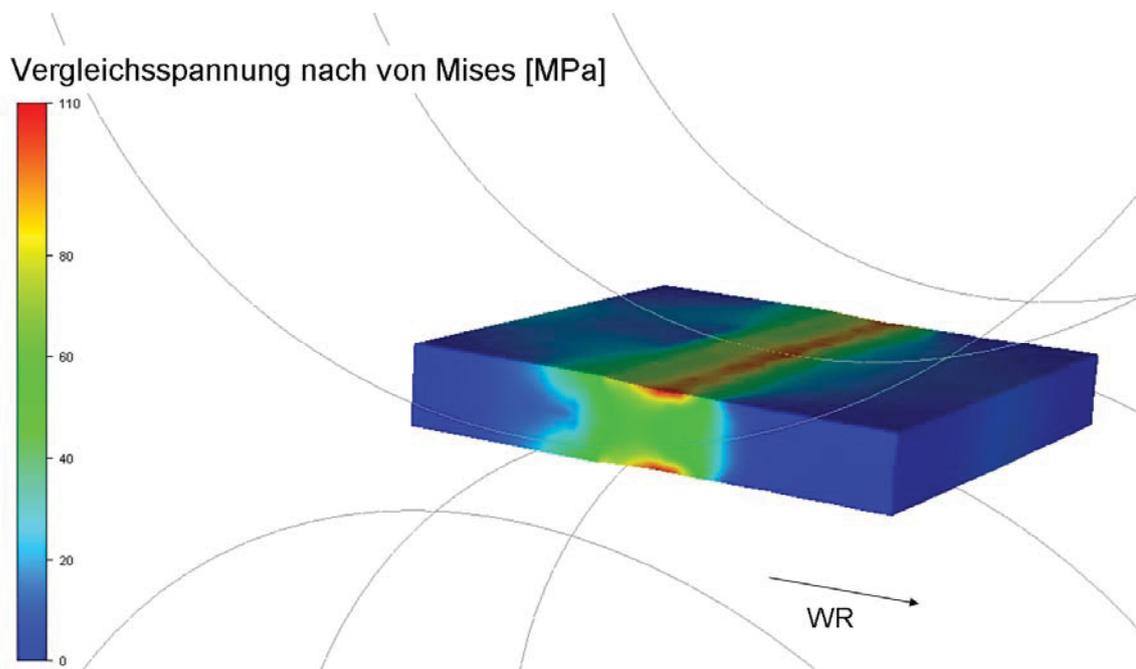


Abbildung 4-1: Verteilung der Vergleichsspannung nach von Mises in AA5083 während des Walzprozesses, 1. Stich.

Wie aus der Abbildung 4-2 ersichtlich, wird das Materialfließen im Bereich der maximalen Schubspannungen einsetzen, d.h. unter  $45^\circ$  zur Walzrichtung (WR). Dieser Bereich begrenzt die Produktion der mobilen Versetzungen.

Die Oberschicht der Walzprobe weist einen Bereich mit maximalen lokalen Verformungen auf (Abbildung 4-3). Die Zyklizität der Dehnungsverteilung ist auf eine grobe Werkzeugvernetzung zurückzuführen. Unter Verwendung des Versetzungsdichtemodells wird im Kapitel 4.2 gezeigt, dass durch Versetzungsspeicherung in oberflächennahen Bereichen ein kritischer Wert der gespeicherten Energie für die Auslösung der SRX erreicht werden kann.

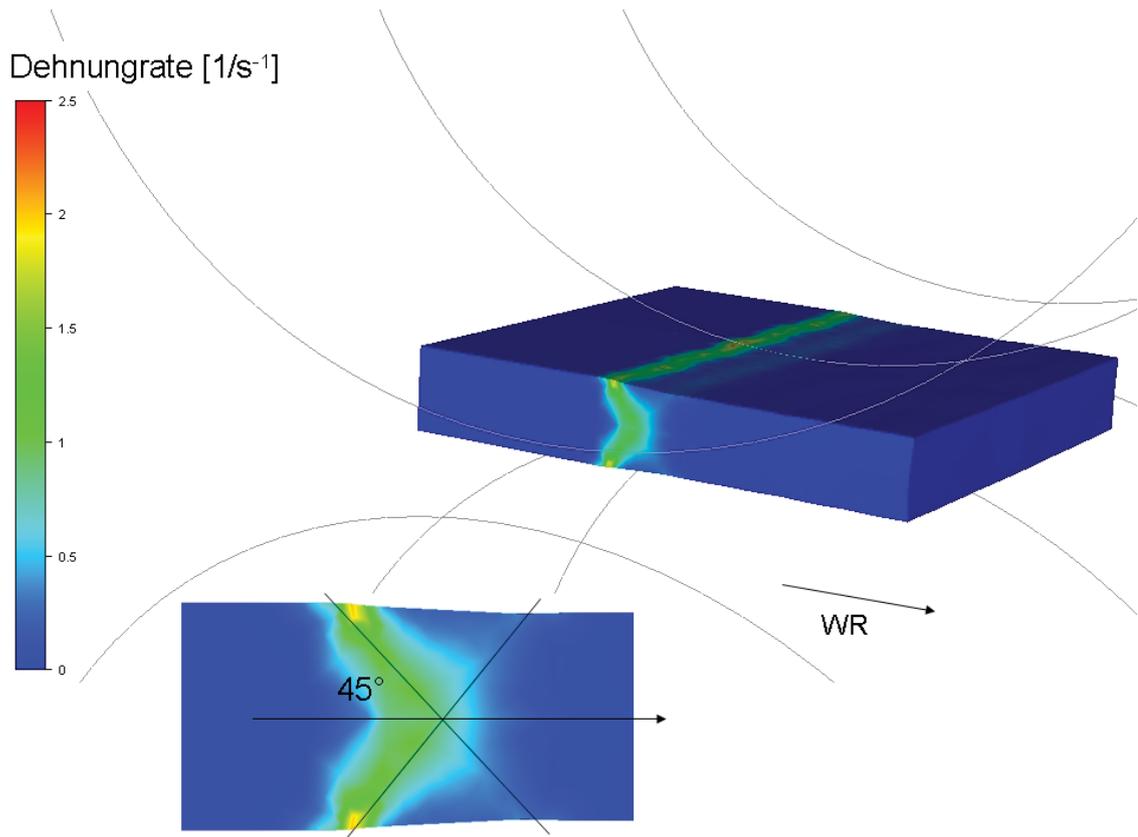


Abbildung 4-2: Verteilung der Verformungsgeschwindigkeit beim Warmwalzen von AA5083 und ein Längsprofil zur Erläuterung der Analogie mit dem „Schmiedekreuz“ beim Stauchen.

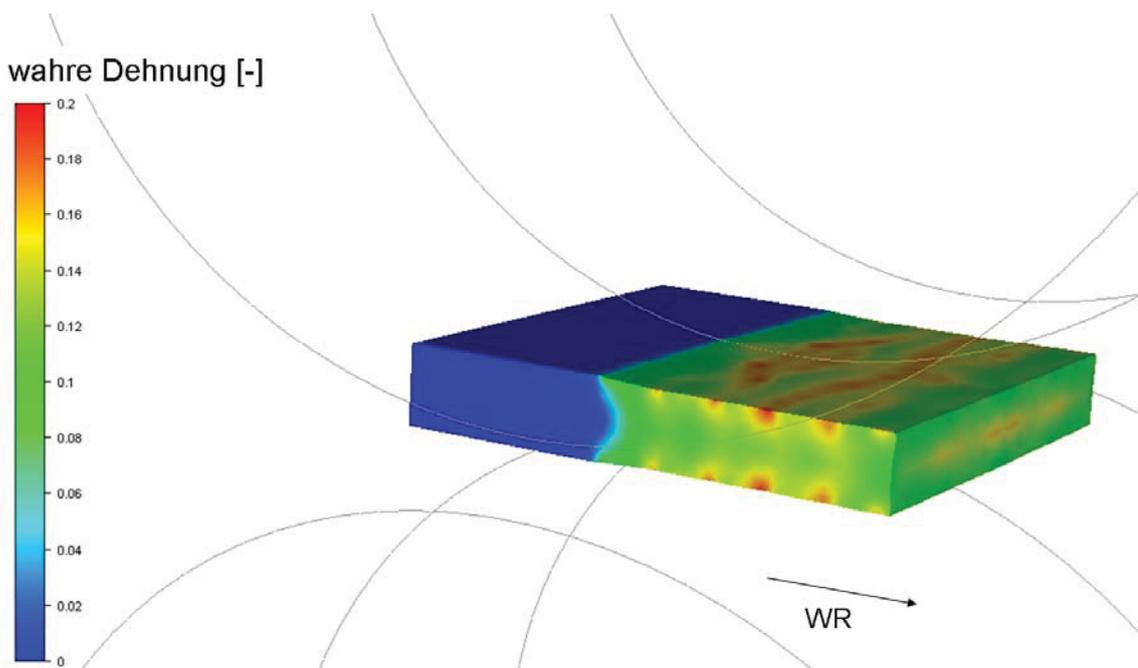


Abbildung 4-3: FEM-Berechnung der wahren Dehnung während der Warmwalzens von AA5083, 1. Stich.

Die Wärmeleitungsgleichung kann in folgender Form definiert werden [19]:

$$\rho^* c_p \frac{dT}{dt} = \text{div}(k \text{grad}(T)) + \dot{q}_V \quad (4.8)$$

mit  $\rho^*$  als der Materialdichte,  $c_p$  als der Wärmekapazität und  $k$  als der Wärmeleitfähigkeit. Die viskoplastische Wärmedissipation kann nach Norton-Hoff beschrieben werden:

$$\dot{q}_V = f K (\sqrt{3} \dot{\phi})^{j+1} \quad (4.9)$$

wobei  $f$  der Energieanteil, der in Wärme umgewandelt wird (in dieser Arbeit  $f=0.95$ ) darstellt.

Die Abkühlung der freien Oberfläche wird durch den Emissions- und den Konvektionsanteil definiert:

$$-k \frac{\partial T}{\partial n} = \varepsilon_r k_B (T^4 - T_0^4) + \alpha_U (T - T_0) \quad (4.10)$$

Hier ist  $\varepsilon_r$  der Emissionskoeffizient,  $T_0$  die Umgebungstemperatur und  $\alpha_U$  der Wärmeübergangskoeffizient zur Umgebung. Beim Warmwalzen unter hohen Temperaturen überwiegt während der Luftabkühlung in den Pausenzeiten der Emissionsanteil gegenüber dem Konvektionsanteil.

An der Kontaktfläche wird der Wärmeübergang in das Werkzeug und die Dissipation durch Reibung berücksichtigt:

$$-k \frac{\partial T}{\partial n} = \xi (T - T_{\text{Werkzeug}}) + \frac{\chi}{\chi + \chi_{\text{Werkzeug}}} \alpha_f K |v_S|^{p+1} \quad (4.11)$$

mit  $\xi$  als dem Wärmeübergangskoeffizient und  $\chi$  als dem Wärmeeindringkoeffizient:

$$\chi = \sqrt{k \rho^* c_p} \quad (4.12)$$

In Abbildung 4-4 ist die mit der FEM berechnete Temperaturverteilung in der Walzprobe gezeigt. Die notwendigen thermo-physikalischen Daten wurden experimentell ermittelt (siehe Kapitel 5.3) und in der Literatur recherchiert [18], [19].

Tabelle 4-1: Eingabeparameter für das plastomechanische Modell

Parameter für das viskoplastische Reibungsmodell [18], [19]		Experimentell bestimmte thermo-physikalische Daten <sup>5</sup>			
$\alpha_f$	$q$	$c_p$	$\rho^*$	$k$	$\xi$
[-]	[-]	[J kg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]	[kg m <sup>3</sup> ]	[W K <sup>-1</sup> m <sup>-1</sup> ]	[W m <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
0,35	0,108	1114	2553	149	18000

Während des Walzvorganges kommt es durch Wärmeleitung bei Kontakt Walzgut/Walze zu einer lokalen Abkühlung. Auf Grund der guten Wärmeleitfähigkeit von Aluminium wird die Proben temperatur nach dem Verlassen des Walzspaltes ziemlich rasch ausgeglichen.

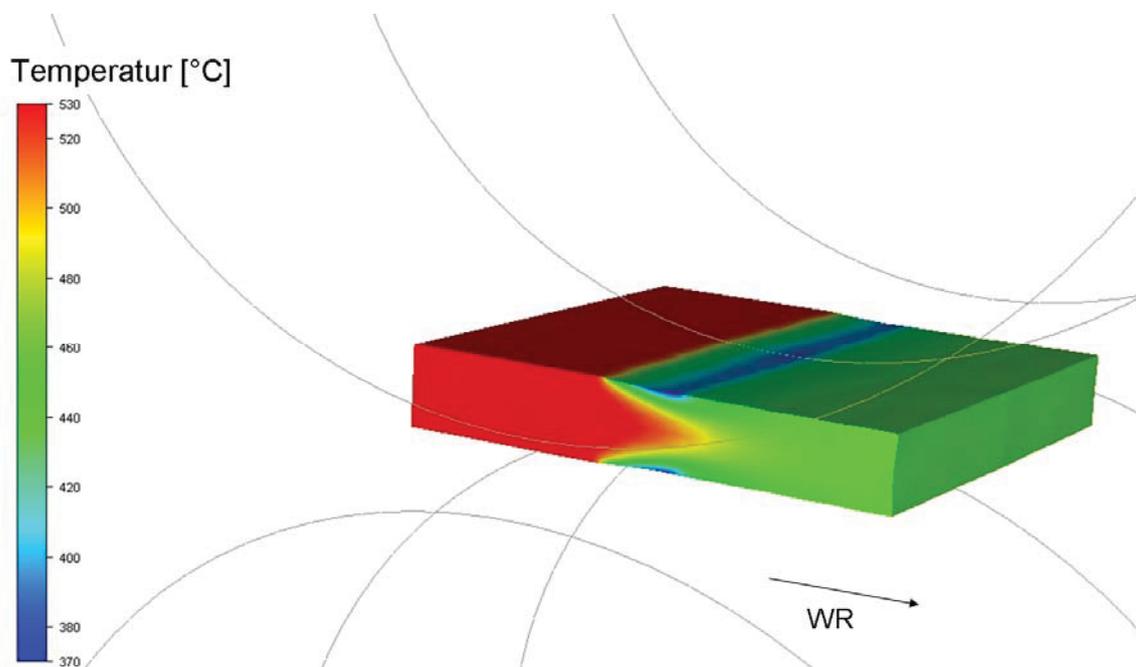


Abbildung 4-4: FEM-Berechnung der Temperaturverteilung über das Walzgut während des Stiches von AA5083. Verformungsgeschwindigkeit – 1s<sup>-1</sup>, anfängliche Proben temperatur – 530°C; Walzentemperatur – 100°C.

In Abbildung 4-5 sind die Verläufe der maximalen und minimalen Temperatur für einen Walzstich (oberer Beispiel) gegenübergestellt, die mit dem plastomechanischen Modell berechnet wurden.

<sup>5</sup> Die thermo-physikalischen Parameter sind temperaturabhängig. Die in der Tabelle 4-1 gegebenen Daten wurden bei einer Temperatur von 500°C ermittelt.

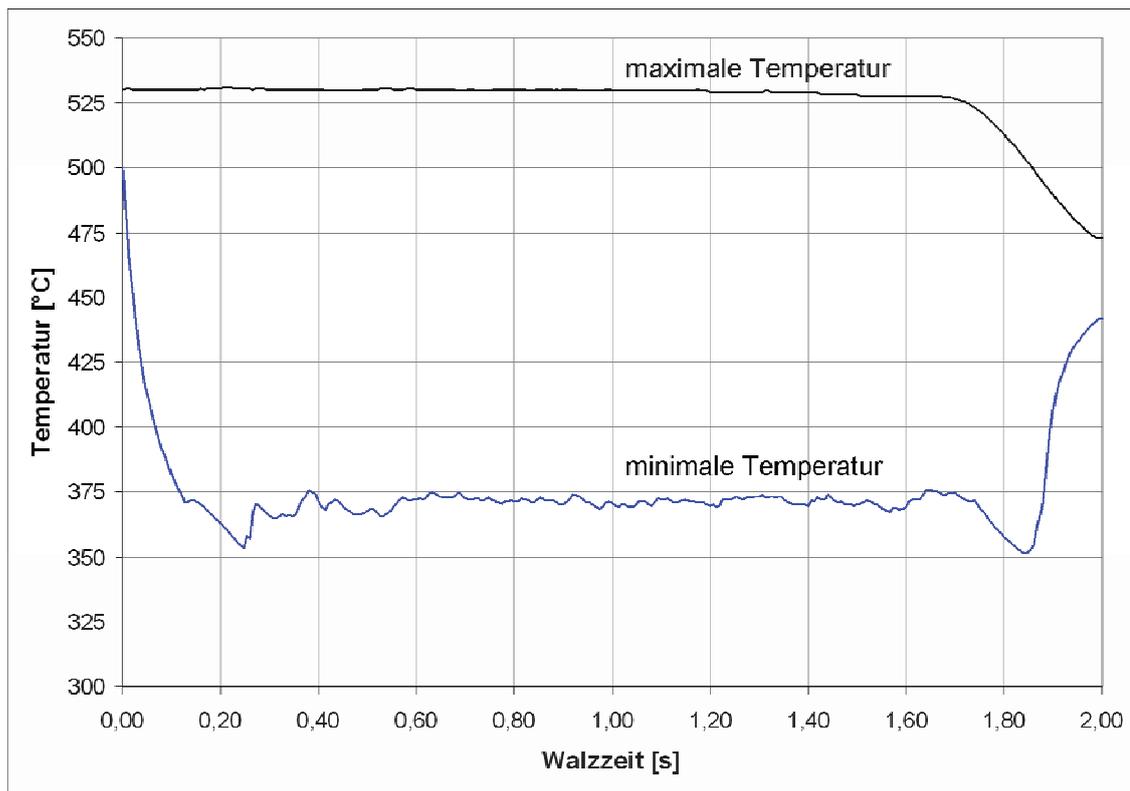


Abbildung 4-5: FE-Berechnung der maximalen und minimalen Temperatur beim Warmwalzen von AA5083. Die Anfangstemperatur betrug 530°C.

Die Berechnung der Prozessvariablen wie Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Temperatur erfolgt im Programm implizit. Durch die *Lagrange'sche* Formulierung können Materialeigenschaften, Grenzbedingungen und Zustandsgrößen genau definiert werden. Das Gleichungssystem kann zu jedem Zeitschritt quasi-stationär gelöst werden.

Setzt man zur Vereinfachung nur eine Strukturvariable  $\Phi$  an, so können die Reaktions- und Struktur-Evolutionsgleichung folgendermaßen dargestellt werden [1]:

$$k_f = f(\Phi, \dot{\phi}, T) \quad (4.13)$$

$$\frac{d\Phi}{d\varepsilon} = g(\Phi, \dot{\phi}, T) \quad (4.14)$$

mit  $k_f$  als der Fließspannung.

Bei einer Betrachtung in diskreten Zeitschritten stellt das plastomechanische Modell die Umformparameter (Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Temperatur) inkrementell zu jedem Zeitschritt zur Verfügung. Die plastomechanischen Größen werden nach der Berechnung jedes Inkrementes in *Werkstoffmodelle (Struktur-Evolutionsgleichungen)* eingesetzt.

## 4.2 Metallphysikalische Modelle

Für eine realitätsnähere Beschreibung der Mikrostrukturentwicklung während des Warmwalzens müssen metallphysikalische Modelle auf der Mikroebene verwendet werden, die Versetzungen, Korngrenzen und Ausscheidungen, bzw. deren Wechselwirkungen berücksichtigen. Für rekristallisationsgesteuerte Metalllegierungen ist der Fokus auf die Bestimmung der kritischen Versetzungsdichte zum Einsetzen der dynamischen Rekristallisation, auf die folgende Keimbildung und das Keimwachstum gelegt, sowie auf die nachfolgende meta-dynamische Rekristallisation oder eine statische Rekristallisation zwischen den Walzstichen [21]. Die wesentlichen zu berücksichtigenden Strukturprozesse sind hierbei:

- Bildung und Auslöschung von Versetzungen;
- Bestimmung der kritischen Versetzungsdichte und eines kritischen Keimradius für das Einsetzen der dynamischen Rekristallisation;
- Berechnung der Keimbildungsrate und der Keimwachstumsrate unter Berücksichtigung der Hemmkraft durch Ausscheidungen und gelöste Atome;
- Berechnung der Korngrößen- und Ausscheidungsverteilung;
- Berechnung der mittleren Versetzungsdichte und der Fließspannung unter Berücksichtigung der Ausscheidungsfraktionen;

Neben der klassischen diskontinuierlichen Rekristallisation (dynamisch, statisch) treten auch kontinuierliche Formen der Rekristallisation auf, die auf Erholungsprozessen beruhen, und zwar die geometrische dynamische Rekristallisation [22], [23] und die kontinuierliche dynamische Rekristallisation [24], auf die hier nicht näher eingegangen werden soll.

Bei Legierungen mit hoher Stapelfehlerenergie haben die Substrukturbildung während der Verformung und die nachfolgende statische Rekristallisation den größten Einfluss auf die Strukturentwicklung.

Die Besonderheit dieser Arbeit besteht darin, dass in einem Modell drei komplexe Ansätze verkoppelt worden sind:

- Beschreibung der Versetzungsstruktur durch 3 Versetzungsklassen
- Beschreibung der Subkornstrukturentwicklung
- Keimbildung an unterschiedlichen Strukturgrößen
- Berechnung der Ausscheidungskinetik und Berücksichtigung der teilchenstimulierten Keimbildung durch grobe und der Zener-Hemmung durch disperse Phasen

### 4.2.1 Rekristallisationsmodell

Im verwendeten Modell sind folgende Hypothesen angenommen [25]:

- die Keime sind homogen verteilt;
- die Wachstumsrate ist konstant und isotrop;
- die Änderung des statisch rekristallisierten Anteils  $dX$  ist dem unrekristallisierten Anteil  $(1-X)$  und dem fortschreitenden rekristallisierten Anteil  $X_{ext}$  proportional (siehe Abbildung 4-6):

$$dX = (1 - X) dX_{ext} \quad (4.15)$$

Für die Keimbildung (alle Keime sind bei  $t=0$  generiert) gilt:

$$dX_{ext} = N_{TOT} \cdot 4\pi \Psi^3 t^2 dt \quad (4.16)$$

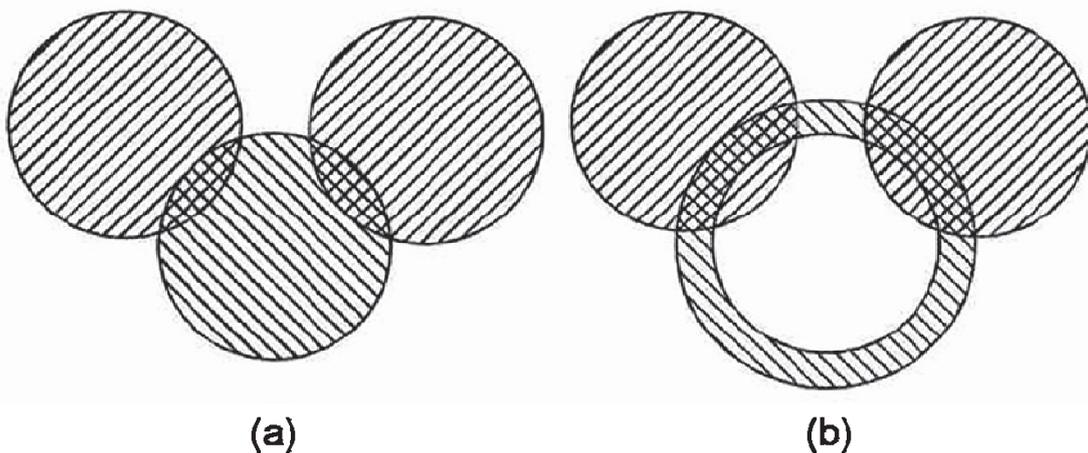


Abbildung 4-6: Der rekristallisierte Anteil (schraffiert) (a) und der fortschreitende rekristallisierte Anteil (schraffiert und querschraffiert) (b) [25].

Mit der Integration von Gl. 4.16 ergibt sich:

$$X = 1 - \exp(-X_{ext}) = 1 - \exp\left(-\frac{4}{3}\pi N_{TOT} (\Psi \cdot t)^3\right) \quad (4.17)$$

wobei  $N_{TOT}$  die gesamte Anzahl der Keime,  $t$  die Pausenzeit und  $\Psi$  die Wachstumsrate der rekristallisierten Körner repräsentieren [26]:

$$\Psi = m(P_D - P_Z) \quad (4.18)$$

mit der Mobilität der Korngrenzen  $m$ :

$$m = m_0 \exp\left(\frac{-U_{GB}}{k_B T}\right) \quad (4.19)$$

wobei:

$$m_0 = \frac{b^2 D_0^{diff}}{k_B T} \quad (4.20)$$

$U_{GB}$  ist die Aktivierungsenergie für die Korngrenzenwanderung,  $T$  die Temperatur und  $D_0^{diff}$  der Selbstdiffusionskoeffizient.  $(P_D - P_Z)$  berechnet die effektive treibende Kraft für die Rekristallisation, wobei  $P_D$  die gespeicherte Deformationsenergie darstellt (siehe Kapitel 3.4.2), die unter Verwendung von Gl. (3.8) gegeben ist:

$$P_D = \frac{G b^2}{4 \pi (1 - \nu)} \left(1 - \ln(2b \sqrt{\rho_{im}})\right) \rho_{im} + \frac{3 \gamma_s}{\delta} \quad (4.21)$$

mit  $\rho_{im}$  als der immobilen Versetzungsdichte im Zelleninneren.

Da sich die spezifische Energie der KWKG folgenderweise definieren lässt [12]:

$$\gamma_s = Z \left[ \frac{G b^2}{4 \pi (1 - \nu)} \left(1 - \ln(2b \sqrt{\rho_w})\right) \right] \quad (4.22)$$

und  $Z = \frac{\theta}{b} = \frac{1}{l_w} = \sqrt{\rho_w}$  die Anzahl der Versetzungen in der KWKG ist, kann man Gl.

(4.21) umformen:

$$P_D = \frac{G b^2}{4 \pi (1 - \nu)} \left[ \rho_{im} \left(1 - \ln(2b \sqrt{\rho_{im}})\right) + \frac{3 \sqrt{\rho_w}}{\delta} \left(1 - \ln(2b \sqrt{\rho_w})\right) \right] \quad (4.23)$$

mit  $\rho_w$  als der immobilen Versetzungsdichte in der Zellenwand.

Die rekristallisationshemmende Kraft von dispersen Ausscheidungen (Zener drag) ergibt sich zu [15]:

$$P_Z = \frac{3 F_V \gamma_{GB}}{2r} \quad (4.24)$$

mit  $F_V$  als dem Volumenanteil der dispersen Ausscheidungen,  $\gamma_{GB}$  als der Energie der GWKG und  $r$  dem mittleren Durchmesser eines Partikels der dispersen Phase. Die Re-

kristallisation wird nur dann auftreten, wenn die gespeicherte Energie in Form von Substruktur und Versetzungen die hemmende Kraft von dispersen Ausscheidungen überwiegt.

Die rekristallisierte Korngröße lässt sich dann wie folgt berechnen:

$$D_{SRX} = \left( \frac{X_{SRX}}{N_{TOT}} \right)^a \quad (4.25)$$

wobei  $a$  eine Konstante ist.

#### 4.2.2 Modellierung der Versetzungsdichte

Das Konzept des aktuellen Modells basiert auf dem 3IVM (3 Interne Variablen Modell). Dieses Modell wurde grundsätzlich für die Beschreibung des Verfestigungs- und Fließverhaltens von kubisch flächenzentrierten Werkstoffen, wie Aluminium und seine Legierungen verwendet [27], auch mit Textur- und Ausscheidungsmodellen gekoppelt [28] und schließlich in FEM – Codes implementiert [29], um Verformungsprozesse wie Warmwalzen oder Strangpressen zu untersuchen.

Das 3IVM wurde hauptsächlich für den Hochtemperaturbereich entwickelt und betrachtet Stufenversetzungen und entsprechend nur Versetzungsklettern als möglichen Erholungsmechanismus. Obwohl Quergleiten von Versetzungen der dominierende Erholungsprozess sein kann, besonders bei niedrigen Temperaturen, wird dieser Entfestigungsmechanismus in der vorliegenden Arbeit nicht betrachtet, weil der Fokus auf der Simulation der Warmumformung gesetzt war.

Bei der Bildung von Subkörnern durch Polygonisation kann man unterschiedliche Versetzungsklassen definieren, etwa nach dem Modell von Roters et al. [30] mobile und immobile Versetzungen in den Subkörnern, sowie Versetzungen in den Subkorn Grenzen (siehe Abbildung 4-7).

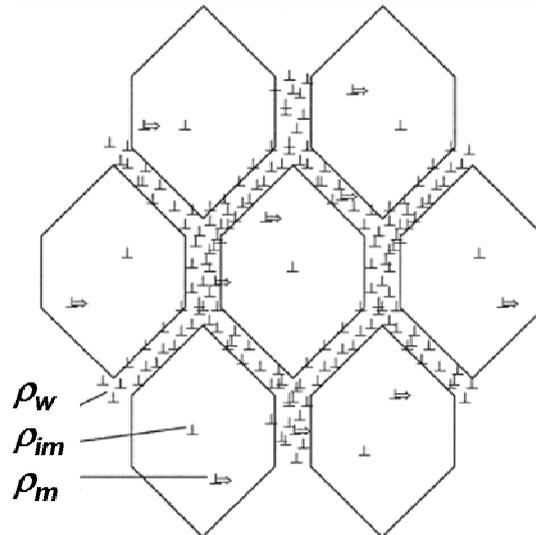


Abbildung 4-7: Versetzungsmodell nach Roters et al. [30] mit mobilen (Index m) sowie immobilen (Index im) Versetzungen im Subkorninneren und Versetzungen in den Subkornengrenzen (Index w).

Die Hauptgleichungen in diesem Modell können in zwei Kategorien aufgeteilt werden; die Reaktionsgleichungen und die Struktur-Evolutionsgleichungen.

#### 4.2.2.1 Reaktionsgleichungen

Die kinetische Zustandsgleichung beschreibt Beziehungen zwischen den makroskopischen Umformparametern, wie Fließspannung und Formänderungsgeschwindigkeit und der Versetzungsdichte (Orowan-Gleichung) [31]:

$$\dot{\gamma} = \dot{\phi} M = \rho_m b v \quad (4.26)$$

mit  $M$  als dem Taylor-Faktor, der die makroskopisch aufgezwungene Verformung mit dem Versetzungsgleiten auf allen aktiven Gleitsystemen in Verbindung bringt.

Die mittlere Geschwindigkeit der beweglichen Versetzungen  $v$  hängt von der thermischen Komponente der Scherspannung  $\tau^{(t)} = \tau - \tau^{(a)}$  ab, wobei  $\tau$  die wirkende Scherspannung und  $\tau^{(a)}$  die athermische Komponente der Scherspannung (siehe Kapitel 3.3) bezeichnen:

$$v = \lambda v_D \exp\left(-\frac{U_t}{k_B T}\right) \sinh\left(\frac{\tau^{(t)} V}{k_B T}\right) \quad (4.27)$$

mit  $\lambda$  als der mittlere Abstand zwischen Hindernissen (z.B. immobile Waldversetzungen),  $U_i$  als der Aktivierungsenergie für das Schneiden von Waldversetzungen und  $V$  als dem Aktivierungsvolumen.

Da der Abstand zwischen Waldversetzungen im Zelleninneren und in der Zellenwand unterschiedlich sein kann, ergeben sich zwei verschiedene Spannungswerte im Zelleninneren  $\tau_{im}^{(t)}$  und in der Zellenwand  $\tau_w^{(t)}$ . Die resultierende Scherspannung im Zelleninneren  $\tau_{im}$  und in der Zellenwand  $\tau_w$  lassen sich folgenderweise formulieren<sup>6</sup>:

$$\tau_x = \tau_x^{(t)} + \tau_x^{(a)} = \tau_x^{(t)} + \alpha_1 G b \sqrt{\rho_x}, \quad x = im, w \quad (4.28)$$

Dabei ist  $\alpha_1$  eine Konstante und  $G$  ist der Schubmodul.

Die notwendige äußere Spannung berechnet sich dann als [32]:

$$\sigma = M [(1 - f_w) \tau_{im} + f_w \tau_w] \quad (4.29)$$

mit  $f_w$  als dem Volumenanteil der Zellwand.

Auf dieser Weise kann man unterschiedliche technische Aluminiumlegierungen beschreiben. In Abbildung 4-8 ist die Fließkurvenberechnung von Aluminiumlegierung 5083 dargestellt.

Durch eine inkrementelle Formulierung des Modells ist die Kopplung mit plastomechanischen FEM-Simulationsprogrammen möglich.

---

<sup>6</sup> Für die Vereinfachung des Modells wurde in dieser Arbeit die Verformungsverfestigung als Hauptverfestigungsmechanismus für die Beschreibung der athermischen Komponenten der Scherspannung betrachtet (siehe Tabelle 3-3).

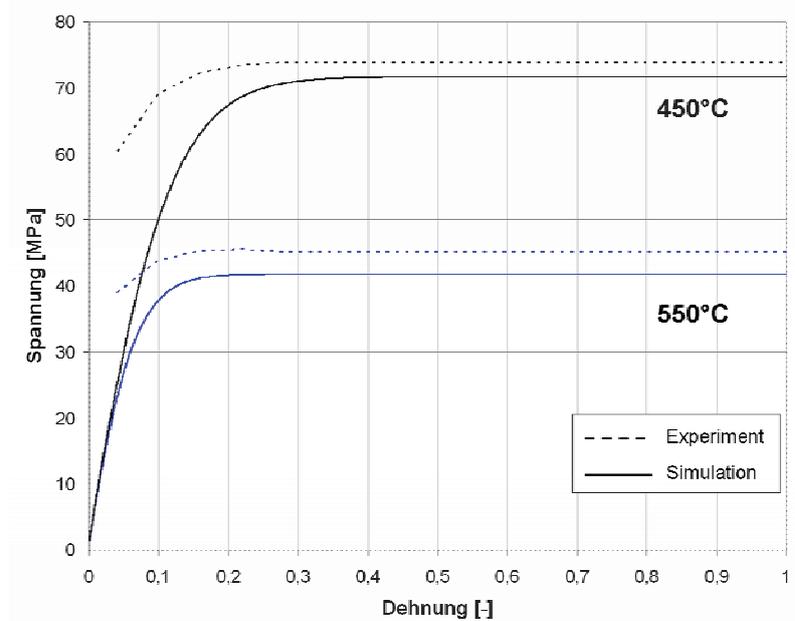


Abbildung 4-8: Fließkurven der Aluminiumlegierung 5083 bei 450°C und 550°C und einer Verformungsgeschwindigkeit von  $10\text{s}^{-1}$ . Gegenüberstellung von gemessenen und berechneten Fließspannungswerten.

#### 4.2.2.2 Struktur-Evolutionsgleichungen

Die Gleichungen für die Strukturentwicklung stellen die temporale Entwicklung der Versetzungsdichte dar und die notwendige lokale Spannung, um eine aufgezwungene Dehnungsrate anzupassen.

Für jede Versetzungsart gilt folgendes Entwicklungsgesetz:

$$\dot{\rho}_x = \dot{\rho}_x^+ - \dot{\rho}_x^- \quad (4.30)$$

wobei der Index  $x$  entweder  $m$  (mobile Versetzungen),  $im$  (immobile Versetzungen im Zellinneren) oder  $w$  (immobile Versetzungen in der Zellenwand) bedeutet.  $\dot{\rho}_x^+$  bezeichnet die Vermehrungsmechanismen der Versetzungsdichte und  $\dot{\rho}_x^-$  die Reduktion der Versetzungsdichte.

##### *Mobile Versetzungen*

Die plastische Formänderung wird durch die mobilen Versetzungen verursacht. Aus der Orowan-Gleichung folgt:

$$\frac{\Delta\varphi}{\Delta t} \cong \dot{\varphi} = \dot{\rho}_m^+ b L_{eff} \frac{1}{M} \quad (4.31)$$

wobei  $\varphi$  die wahre Dehnung und  $\dot{\varphi}$  die Dehnungsrate bezeichnen.

Jede mobile Versetzung kann einen bestimmten Weg  $L_{eff}$  ohne Hindernisse frei gleiten, bis sie immobil oder annihiliert wird.  $L_{eff}$  ist eine Funktion der effektiven Korngröße  $\bar{D}$ , des Versetzungsabstandes in der Zellwand  $l_w = 1/\sqrt{\rho_w}$  und im Zellinneren  $l_{im} = 1/\sqrt{\rho_{im}}$ , sowie des Teilchenabstandes der dispersen Phase  $l_p$ :

$$\frac{1}{L_{eff}} = \frac{\beta_i}{l_{im}} + \frac{\beta_w}{l_w} + \frac{1}{\bar{D}} + \frac{1}{l_p} \quad (4.32)$$

wobei  $\beta_i$  und  $\beta_w$  Konstanten sind.

Die mobile Versetzungsdichte wird durch folgende Mechanismen reduziert: *Dipolbildung*, *Bildung von Lomer-Cottrell Versetzungen* (Abbildung 4-9) und *Annihilation*.

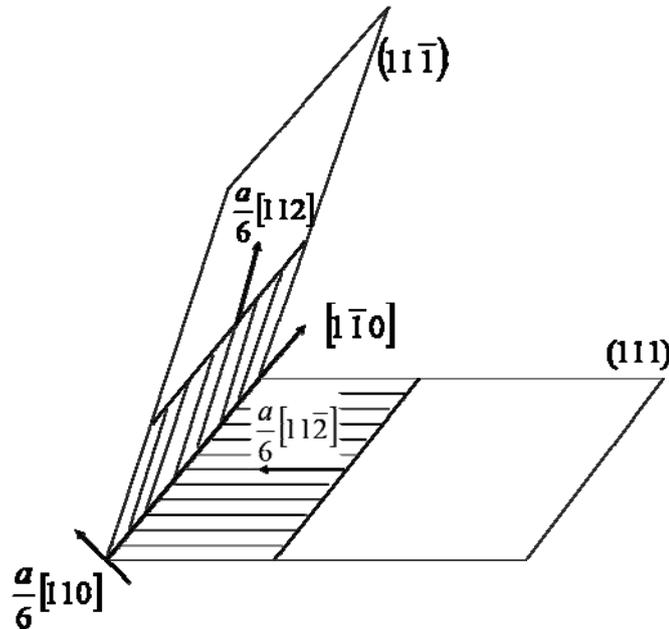


Abbildung 4-9: Lomer-Cottrell-Versetzung: Die Lomer-Cottrell-Versetzung ist an den schraffiert dargestellten Stapelfehler gebunden und kann daher nicht klettern [33].

Für die Dipolbildung wird angenommen, dass die miteinander reagierenden Versetzungspartner einen Abstand zueinander haben müssen, der größer ist, als der Abstand  $d_{annihil}$ , bei dem spontane Annihilation stattfindet, aber nicht so groß sein darf, dass sich die Versetzungen auf Grund des äußeren Spannungsfeldes passieren können. Die Reaktionsfläche für die Dipolbildung ist damit  $(d_{dip} - d_{annihil})\nu dt$  und es ergibt sich für die Abnahme der mobilen Versetzungsdichte:

$$\dot{\rho}_m^-(dipol) = 2(d_{dipol} - d_{annihil}) \frac{\dot{\varphi} M \rho_m}{b n} \quad (4.33)$$

mit  $d_{dipol}$  als der kritischen Länge für die Dipolbildung [25]:

$$d_{dipol} = \frac{Gb}{8\pi(1-\nu)\tau_w} \approx \frac{1}{8\sqrt{\rho_w}} \quad (4.34)$$

und  $d_{annihil}$  als der kritischen Länge für die Annihilation und  $n$  als der Anzahl der aktiven Gleitsysteme.

Bei der Bildung der Lomer-Cottrell-Versetzungen ist zu berücksichtigen, dass nur Versetzungen unterschiedlicher Gleitsysteme eine Reaktion zeigen, weshalb sich der Faktor  $(n-1)/n$  ergibt:

$$\dot{\rho}_m^-(lock) = 4d_{lock} \frac{\dot{\phi} M \rho_m}{b} \frac{n-1}{n} \quad (4.35)$$

wobei  $d_{lock}$  die kritische Länge für die Bildung von Lomer-Cottrell Versetzungen bezeichnet.

Aus der Annahme, dass sich zwei antiparallele Versetzungen gegenseitig annihilieren können, wenn sie sich bis auf einen Abstand  $d_{annihil}$  nahe kommen, ergibt sich die Gleichung:

$$\dot{\rho}_m^-(annihil) = 2d_{annihil} \frac{\dot{\phi} M \rho_m}{bn} \quad (4.36)$$

#### *Immobilie Versetzungen im Zelleninneren*

Die immobilen Versetzungen im Zelleninneren werden durch die Bildung von Lomer-Cottrell Versetzungen erzeugt:

$$\dot{\rho}_{im}^+ = \dot{\rho}_m^-(lock) = 4d_{lock} \frac{\dot{\phi} M \rho_m}{b} \frac{n-1}{n} \quad (4.37)$$

Da die Lomer-Cottrell Versetzungen nicht gleiten können, bleibt nur ein Mechanismus für ihre Reduktion – das Klettern:

$$\dot{\rho}_{im}^- = 2v_{climb} d_{climb} \frac{\rho_{im}^2}{n} \quad (4.38)$$

mit  $d_{climb}$  als der kritischen Länge für das Klettern.

Die Geschwindigkeit der kletternden Versetzungen  $v_{climb}$  ist diffusionsabhängig:

$$v_{\text{climb}} = \frac{D^{\text{diff}}}{k_B T} \tau A \quad (4.39)$$

wobei  $D^{\text{diff}}$  den Diffusionskoeffizient,  $k_B$  die Boltzmann-Konstante,  $\tau$  die Schubspannung und  $A$  die Aktivierungsfläche bezeichnen ( $A \cong b^2$ ). Der Diffusionskoeffizient berechnet sich als [34]:

$$D^{\text{diff}} = D_0^{\text{diff}} \exp\left(-\frac{U_g}{k_B T}\right) \quad (4.40)$$

wobei  $U_g$  die Aktivierungsenergie für das Versetzungsklettern bezeichnet.

#### *Immobilisierte Versetzungen in der Zellwand*

Laut Kratochvil und Libovicky [35] gelangen alle Versetzungsdipole in die Zellwand und werden dort akkumuliert:

$$\dot{\rho}_w^+ = \frac{1}{f_w} \dot{\rho}_m^-(\text{dipol}) = \frac{1}{f_w} 2(d_{\text{dipol}} - d_{\text{annihil}}) \frac{\dot{\phi} M \rho_m}{b n} \quad (4.41)$$

mit  $f_w$  als dem Volumenanteil der Zellwand.

Durch das Klettern wird die Versetzungsdichte in der Zellenwand reduziert:

$$\dot{\rho}_w^- = 2 v_{\text{climb}} d_{\text{climb}} \frac{\rho_w^2}{n} \quad (4.42)$$

Die Gesamtversetzungsdichte  $\rho_{\text{tot}}$  wird als die Summe aller Versetzungsdichten berechnet:

$$\rho_{\text{tot}} = \rho_m + (1 - f_w) \rho_{\text{im}} + f_w \rho_w \quad (4.43)$$

In der Abbildung 4-10 ist die Versetzungsdichteentwicklung der 3 Versetzungsklassen während der Warmumformung dargestellt.

Man kann feststellen, dass ein großer Anteil von mobilen Versetzungen durch Dipolbildung in Zellwänden (Substruktur) akkumuliert wird.

Die Entwicklung von drei Versetzungsklassen während des Warmwalzens von AA5083 ist in den Abbildung 4-11 Abbildung 4-14 dargestellt. Da die mobilen Versetzungen nur während der Umformung produziert werden, ist der Zusammenhang mit der Verformungsgeschwindigkeitsverteilung zu erkennen (Abbildung 4-2).

Nach dem Verlassen des Walzspaltes wird das Gefüge durch die statische Erholung vor der Auslösung der SRX entfestigt. Darauf deutet die rasch abnehmende Versetzungsdichte, z.B. Versetzungen in der Zellenwand hin (siehe Abbildung 4-13).

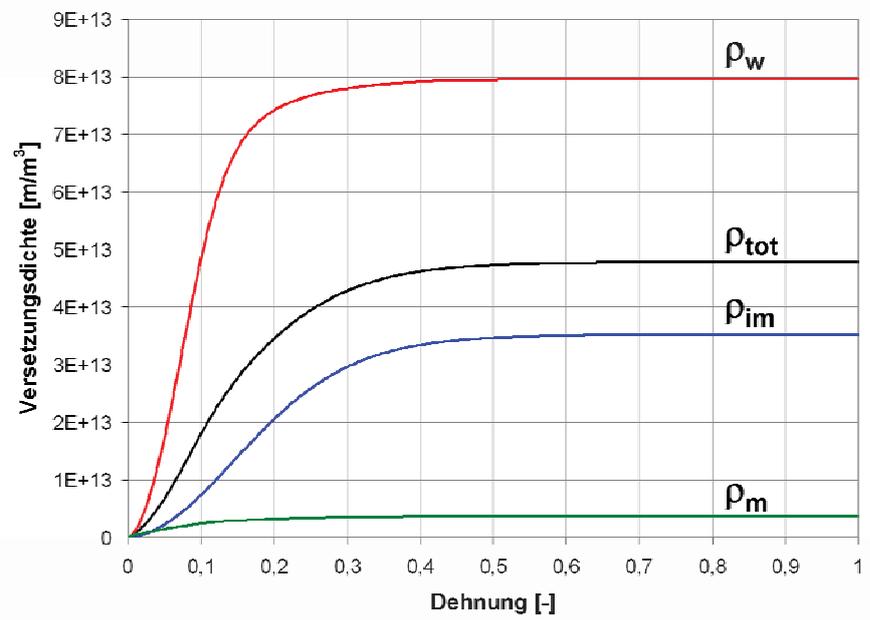


Abbildung 4-10: Versetzungsdichteentwicklung während der Warmumformung von AA5083 als Funktion der Verformung bei einer Temperatur von 500°C und einer Umformgeschwindigkeit von 10s<sup>-1</sup>.

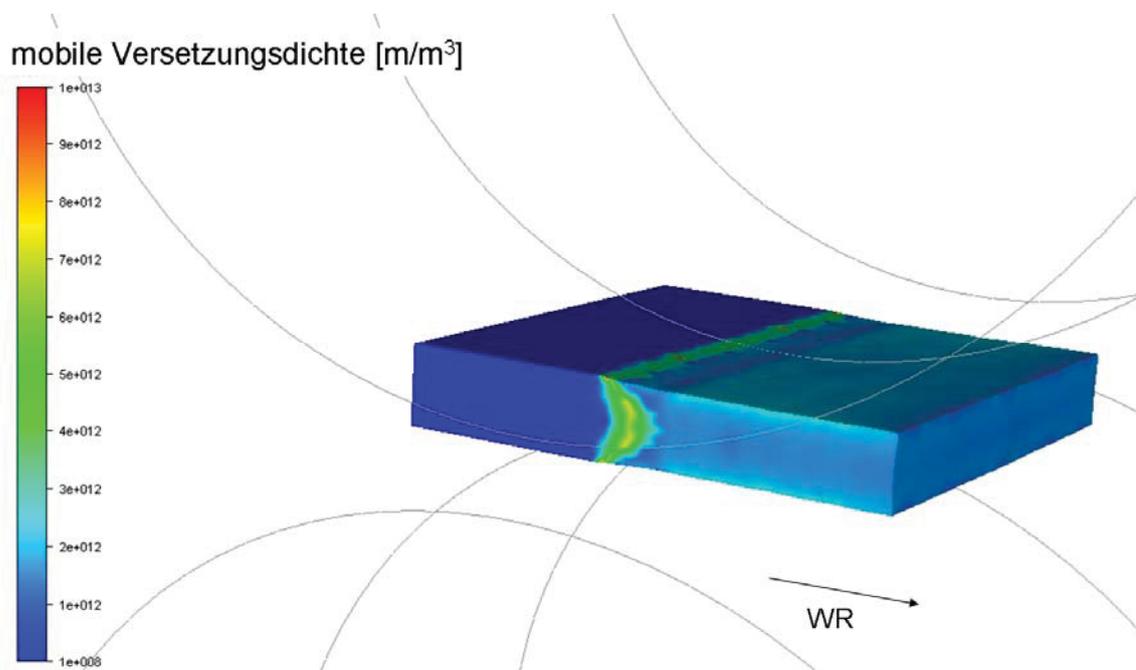


Abbildung 4-11: FEM-Berechnung der mobilen Versetzungsdichte  $\rho_m$  beim Walzen von AA5083, 1. Stich.

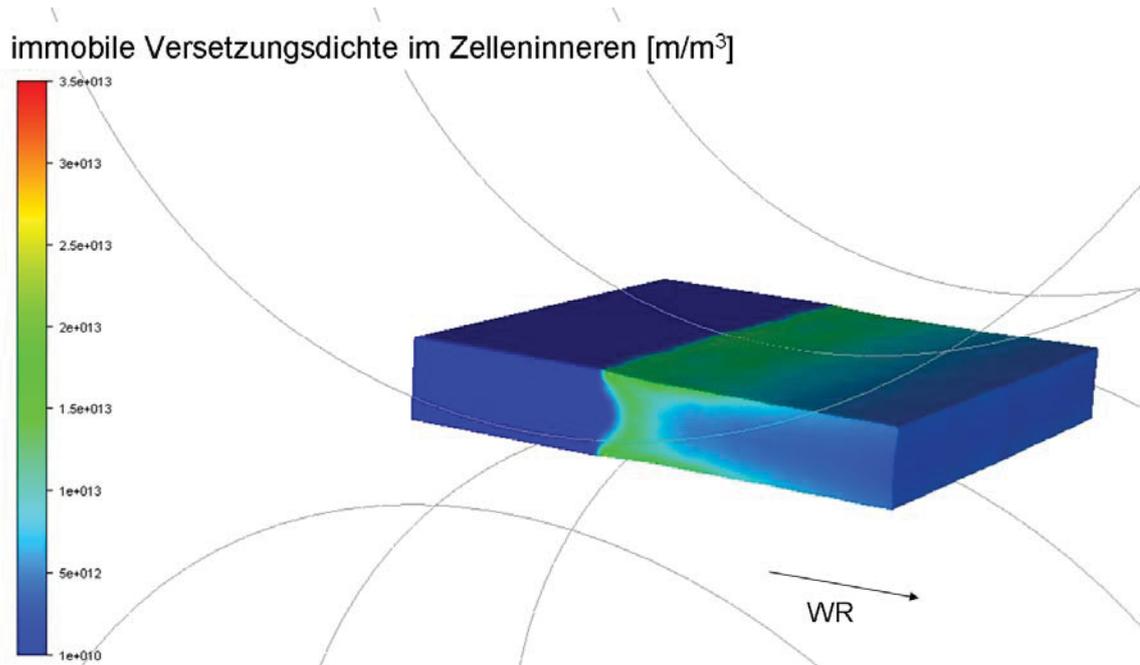


Abbildung 4-12: FEM-Berechnung der Versetzungsdichte im Zelleninneren  $\rho_{im}$  beim Walzen von AA5083, 1. Stich.

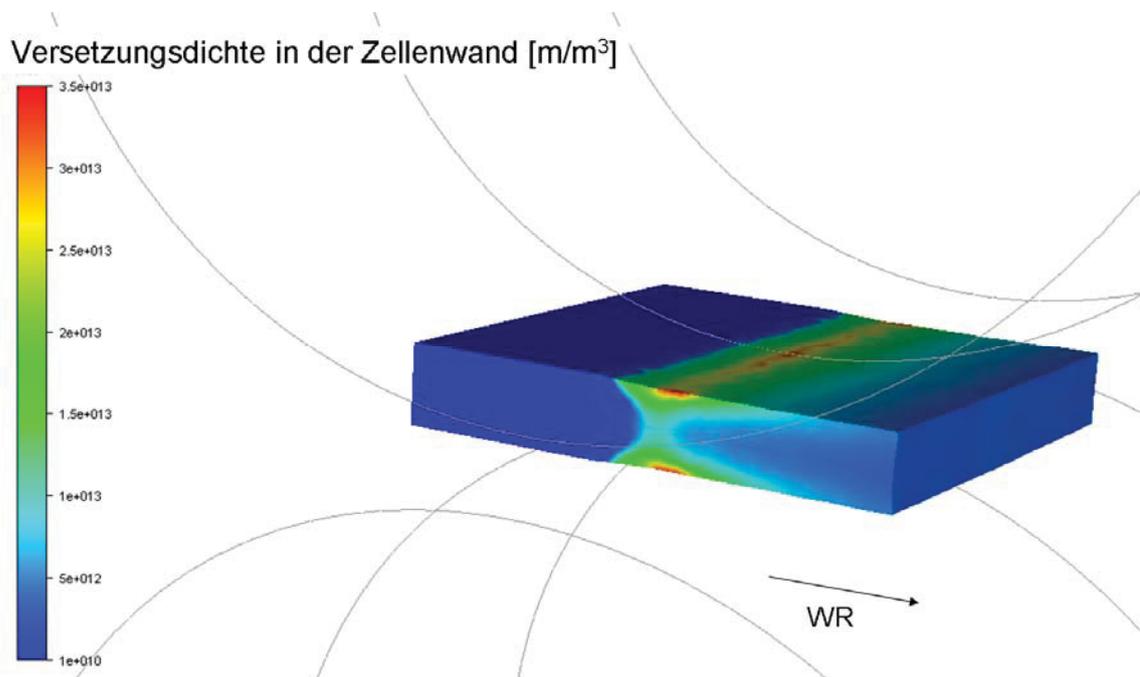


Abbildung 4-13: FEM-Berechnung der Versetzungsdichte in der Zellwand  $\rho_w$  beim Walzen von AA5083, 1. Stich.

Wie man in Abbildung 4-14 sieht, tritt die höchste Versetzungsdichte im Bereich des maximalen lokalen Umformgrades (siehe Abbildung 4-3), d.h. in der Oberflächenschicht des Barrens auf.

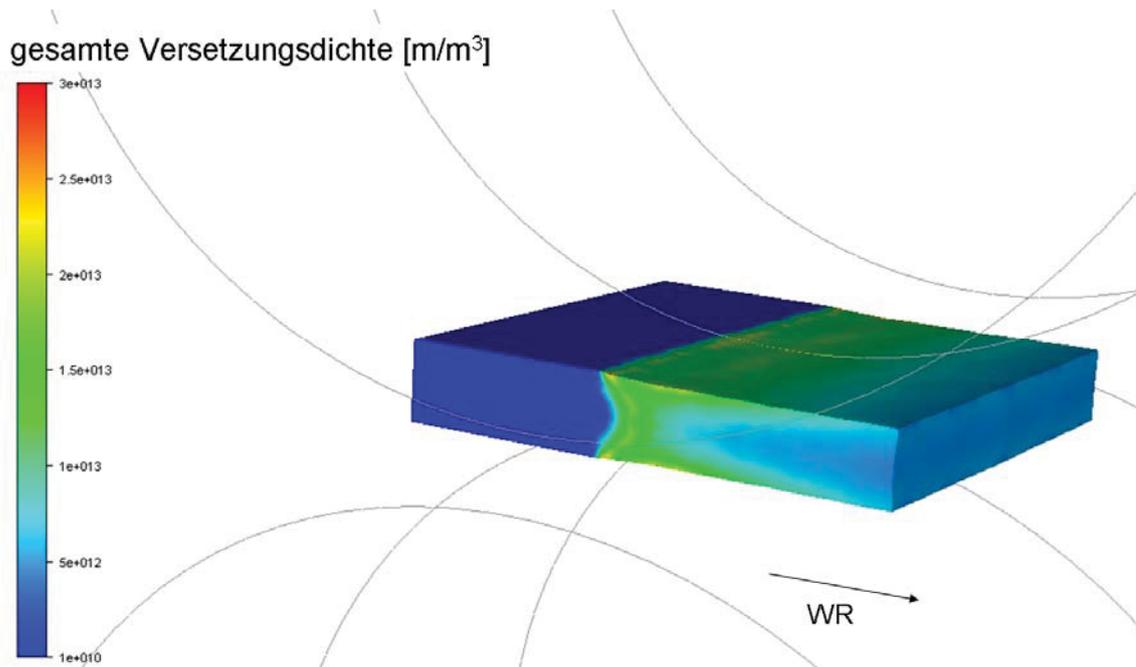


Abbildung 4-14: FEM-Berechnung der gesamten Versetzungsdichte  $\rho_{tot}$  beim Walzen von AA5083, 1. Stich.

### 4.2.3 Modellierung der Substruktur

Für die Modellierung der Substrukturentwicklung wurden in dieser Arbeit physikalische Ansätze von Nes et al. [36] in Form von Differentialgleichungen aufgestellt, die jeweils aus einem Produktions- und einem Reduktionsterm bestehen.

Die Evolutionsgleichung kann man folgenderweise formulieren:

$$\frac{d\delta}{d\gamma} = \frac{d\delta^+}{d\gamma} + \frac{d\delta^-}{d\gamma} \quad (4.44)$$

Die Subkornstrukturentwicklung während der dynamischen Erholung lässt sich anhand von Abbildung 4-15 schematisch verdeutlichen. Auf Grund der steigender Versetzungsdichte in der Zellenwand während der Verformung wird die Subkorngröße immer kleiner (Abbildung 4-15 a). Andererseits verlassen die Versetzungen ihre bisherigen Gleitebenen durch thermisch aktivierte Prozesse und verursachen damit das Subkornwachstum (Abbildung 4-15 b).

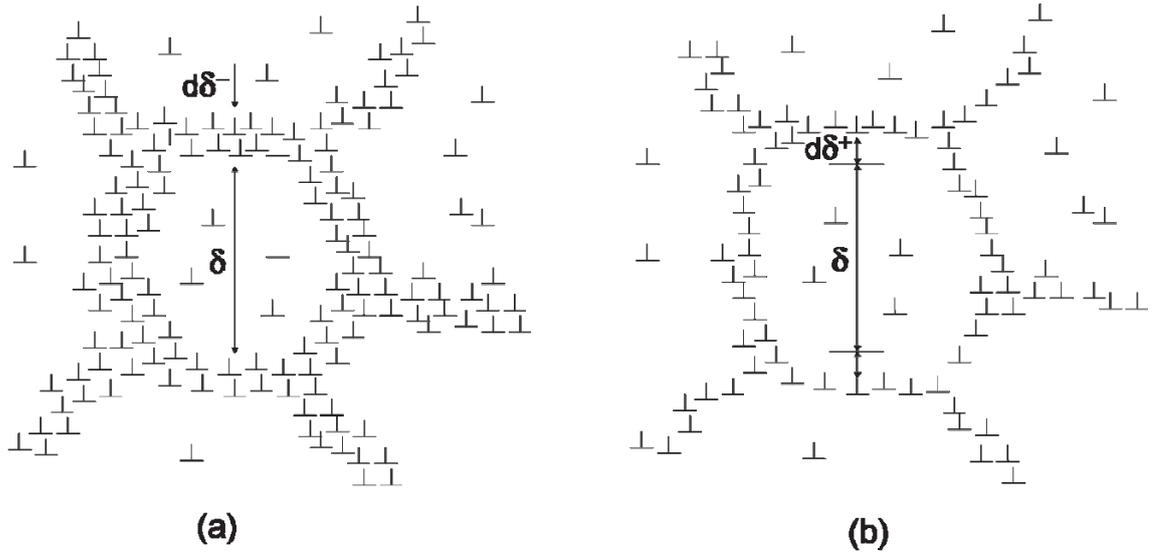


Abbildung 4-15: Schematische Darstellung der zunehmenden Zellwanddicke durch die Versetzungslokalisierung (a) und des Subkornwachstums durch die Versetzungsreduktion (b).

Infolge des Abbaus der Versetzungsdichte durch dynamische Erholung wächst die durchschnittliche Subkorngröße nach folgender Gleichung:

$$\frac{d\delta^+}{dt} = \dot{\gamma} \frac{d\delta^+}{d\gamma} = v_D b^2 B_\delta \sqrt{\rho_w^-} \exp\left(-\frac{U_g}{k_B T}\right) 2 \sinh\left(\frac{P_\delta V}{k_B T}\right) \quad (4.45)$$

wobei:

$$B_\delta = \frac{4\pi D_0^{diff}}{v_D b^2} \quad (4.46)$$

gemäß Gl. (4.42):

$$\rho_w^- = 2v_{climb} d_{climb} \frac{\rho_w^2}{n} dt \quad (4.47)$$

Die treibende Kraft des Subkornwachstums  $P_\delta$  ergibt sich zu:

$$P_\delta = \frac{3\gamma_s}{\delta} \quad (4.48)$$

Die Abbau der Subkorngröße und die damit verbundene Zunahme der Zellwanddicke durch Versetzungsspeicherung ist gegeben durch [37]:

$$\frac{d\delta^-}{d\lambda} = -\alpha_5 \frac{\delta^2}{\delta_{ss}} \quad (4.49)$$

wobei  $\alpha_5$  eine Konstante ist. Die Subkorngröße im stationären Zustand (engl.: Steady-State, SS)  $\delta_{ss}$  lässt sich folgendermaßen formulieren [26], [38]:

$$\delta_{ss} = \left[ \frac{6\gamma_s V}{k_B T} \frac{v_D b^3 B_\delta}{M \dot{\varphi}} \exp\left(-\frac{U_g}{k_B T}\right) q_c^2 C \sqrt{1 + f_w (q_b^2 - 1)} \right]^{1/4} \quad (4.50)$$

Die Gl. (4.50) kann mit folgenden Annahmen gelöst werden:

$$q_c = \delta \sqrt{\rho_{im}} \quad (4.51)$$

$$q_b = \sqrt{\frac{\rho_w}{\rho_{im}}} \quad (4.52)$$

und  $C$  ist eine Konstante.

Abbildung 4-16 zeigt die berechnete Subkornstrukturentwicklung während der Warmumformung als Funktion der Verformungsgeschwindigkeit. Die FEM-Berechnung unter Verwendung des Subkornstrukturmodells ist in Abbildung 4-17 dargestellt. Man kann feststellen, dass sich eine feine Subkornstruktur (Subkorngröße: 6-7 $\mu$ m) in den oberflächennahen Bereichen bildet, wo ein großer Anteil von immobilisierenden Versetzungen ( $\rho_w$ ) während der Umformung in der Zellenwand gespeichert wird (siehe Abbildung 4-13).

Bei niedrigen Verformungsgeschwindigkeiten dominieren Erholungsvorgänge, die zur Vergrößerung der Subkornstruktur führen [39], [40]. Das stark erholte Gefüge kann die nachfolgende statische Rekristallisation durch Verringerung der treibenden Kraft (siehe Kapitel 4.2.1) vollständig verhindern.

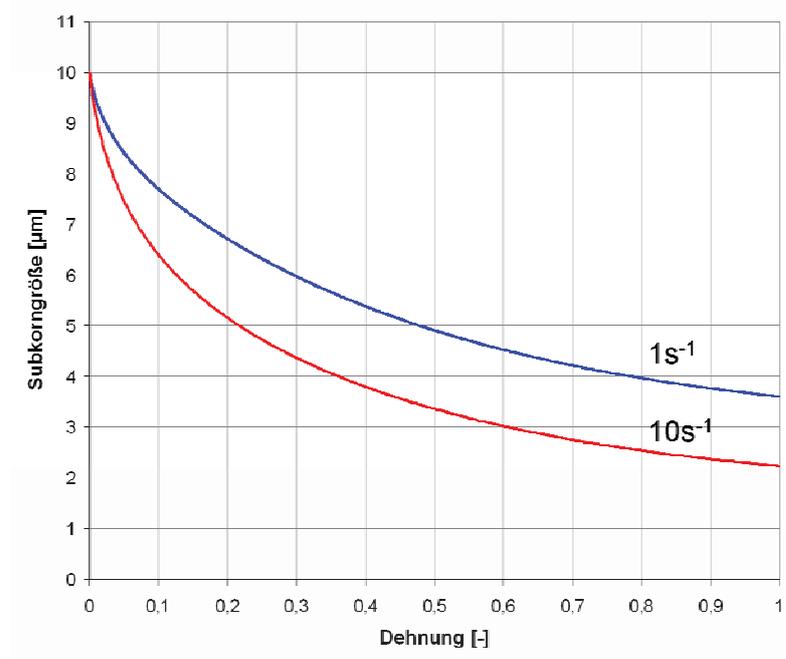


Abbildung 4-16: Modellierung der Subkornstrukturentwicklung während der Warmumformung von Aluminiumlegierung 5083 bei einer Temperatur von 500°C.

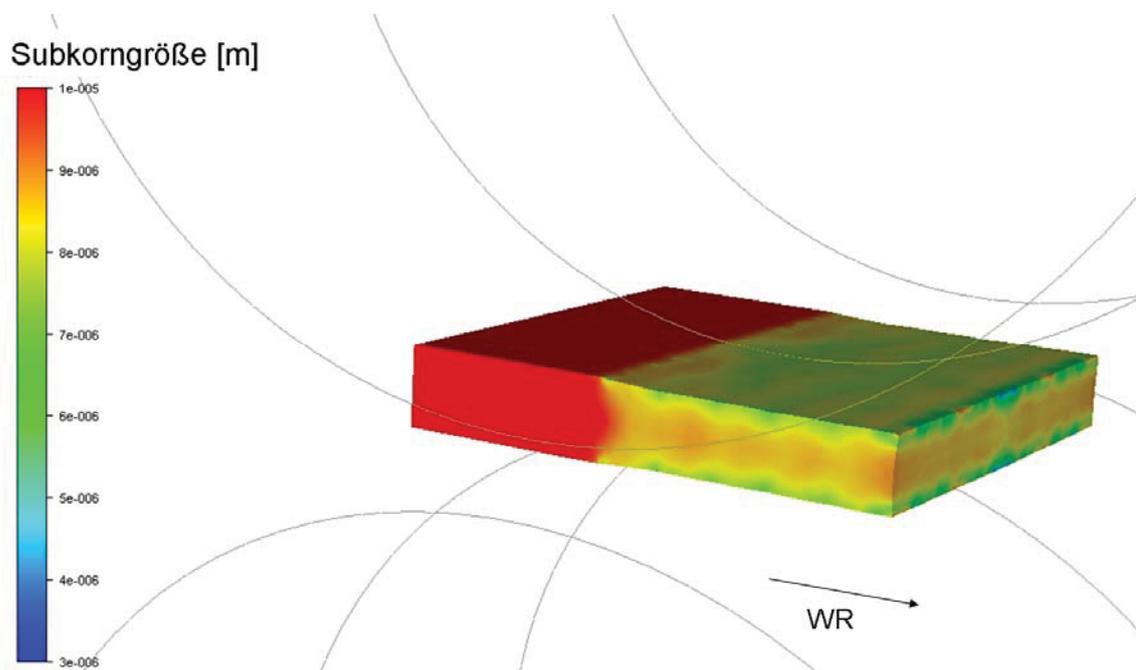


Abbildung 4-17: FEM-Simulation der Subkornstrukturentwicklung beim Walzen von AA5083, 1. Stich.

#### 4.2.4 Keimbildungsmodell

Zur Rekristallisationskeimbildung sind drei Kriterien zu erfüllen [12]. Diese Bedingungen sind in Abbildung 4-18 schematisch dargestellt.

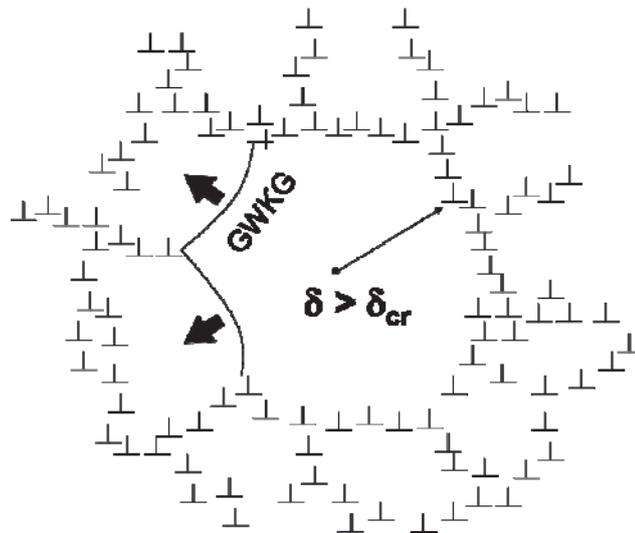


Abbildung 4-18: Schematische Darstellung eines wachstumsfähigen Rekrystallisationskeims in einem deformierten Gefüge [12].

**Thermodynamische Instabilität.** Der Keim muss mindestens eine kritische Größe haben, die sich daraus ergibt, dass die Vergrößerung des Keims zu einer Verringerung der freien Enthalpie führen muss. Der kritische Keimradius  $\delta_{cr}$  ist gegeben durch:

$$\delta_{cr} = \frac{4\gamma_{GB}}{(P_D - P_Z)} \quad (4.53)$$

Die Rekrystallisation kann wegen einer zu geringen treibenden Kraft oder einer zu großen hemmenden Kraft der dispersen Ausscheidungen nicht ausgelöst werden. Ein Keim überkritischer Größe bildet sich im verformten Gefüge als Zelle oder Subkorn (siehe Kapitel 4.2.3).

**Mechanische Instabilität.** Damit die Korngrenze eine definierte Bewegungsrichtung hat, muss ein lokales Ungleichgewicht der treibenden Kraft herrschen. Diese Bedingung wird erfüllt durch eine inhomogene Versetzungsverteilung oder durch lokal große Subkörner, die häufig erst während der Erholungsphase entwickelt werden.

**Kinetische Instabilität.** Der Keim muss eine bewegliche Grenzfläche haben. Das ist aber nur bei einer GWKG möglich.

Auf Grund dieser drei Kriterien wird die Keimbildung in bestimmten Regionen des verformten Gefüges bevorzugt wie z.B. in Verformungsinhomogenitäten, an vorhandenen GWKG und an großen Partikeln.

Für die Modellierung der Keimbildung wurde in der vorliegenden Arbeit das Modell von Vatne [26] mit drei Keimbildungsstellen (ausscheidungsstimulierte Keimbildung,

Keimbildung an den Körnern mit kubischer Textur und Keimbildung an den Großwinkelkorngrenzen) verwendet.

#### 4.2.4.1 Ausscheidungsstimulierte Keimbildung (Particle Stimulated Nucleation)

Dieser Mechanismus spielt bei der Rekristallisation von kommerziellen Aluminiumlegierungen mit einem höheren Gehalt von groben undeformierbaren Ausscheidungen ( $>1\mu\text{m}$ ) eine entscheidende Rolle [41]. Die Keime bilden sich hauptsächlich an inkohärenten Ausscheidungen durch den lokalen starken Versetzungsdichtegradienten. Die Anzahl der Keime  $N_{PSN}$  wird berechnet mit:

$$N_{PSN} = C_{PSN} N_0 \exp\left(-\frac{4L\gamma_{GB}}{P_D - P_Z}\right) \quad (4.54)$$

wobei  $C_{PSN}$  eine Konstante, die von der Anzahl der neuen Keimen an einer Ausscheidung abhängig ist,  $N_0$  die spezifische Anzahl der groben Ausscheidungen und  $L = 1/l_p$  eine Konstante, die die Ausscheidungsverteilung beschreibt, bezeichnet.

#### 4.2.4.2 Keimbildung an Körner mit kubischer Textur

Es handelt sich um die Keimbildung in Regionen mit kubischer Rekristallisationstextur [42], [43]. Die „alten“ kubischen Körner, die die Verformung überstanden, sind metastabil und haben nach der Umformung eine lang gestreckte Form. Deswegen neigen diese Körner zur Erholung und Bildung eines „neuen“ kubischen Kornes. Die Subkörner innerhalb des kubischen Kornes sind meistens größer als die Subkörner in den angrenzenden andersorientierten Körner und wachsen deshalb bei der Keimbildung verstärkt in die angrenzenden Körner. Bei diesem Prozess spielt die *S-Deformationstextur*  $\{123\}\langle 634\rangle$  eine entscheidende Rolle, weil die Korngrenze „kubisch – S“ die Keimbildung begünstigt.

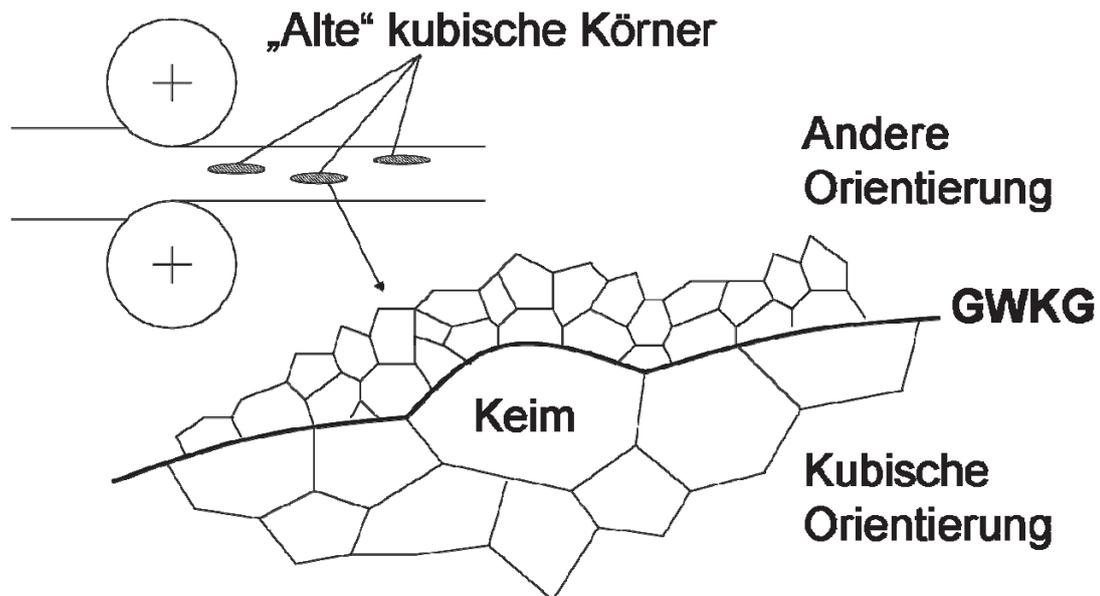


Abbildung 4-19: Schematische Darstellung des Keimbildungsmechanismus an deformierten Körnern mit kubischer Textur [26].

Die Anzahl der kubischen Keime lässt sich berechnen mit:

$$N_C = \frac{2C_C \delta_C R_S (1 - R_C) R_C S_C}{D} [\exp(\varphi) + \exp(-\varphi) + 1] \quad (4.55)$$

dabei ist  $C_C$  eine Konstante, die von der Anzahl der neuen Keime an Körnern mit kubischer Textur abhängig ist;  $\delta_C$  ist die mittlere Größe der kubischen Subkörner und  $D$  die Korngröße.

Der Anteil der  $S$ -Deformationstextur ( $R_S$ ) ist eine Funktion der Verformung:

$$R_S = \begin{cases} 0,04 + 0,17 \varphi & \varphi < 2 \\ 0,38 & \varphi > 2 \end{cases} \quad (4.56)$$

Für die Berechnung des Volumenanteils der kubischen Körner ( $R_C$ ) nach der Verformung kann die empirische Formel [42]:

$$R_C = 2,5 R_C^0 (1 + 0,25 \varphi)^{-1,8} (0,1 \ln(Z_H) - 1,4)^{-1,8} \quad (4.57)$$

herangezogen werden, mit  $R_C^0$  als dem Anfangsvolumenanteil der kubischen Körner und  $Z_H$  als dem Zener-Hollomon-Parameter, der die temperaturkompensierte Dehnrateschreibet;

$$Z_H = \dot{\varphi} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (4.58)$$

$Q_{def}$  bezeichnet die Aktivierungsenergie für Deformation,  $R$  die Gaskonstante und  $T$  die Temperatur.

Die Dichte der Subkörner mit einer kritischen Größe innerhalb des kubischen Region ( $S_C$ ) ergibt sich aus der Gleichung:

$$S_C = \frac{1}{\delta_C^3} \exp(-5a) \left[ 1 + 5a + \frac{1}{2!}(5a)^2 + \frac{1}{3!}(5a)^3 + \frac{1}{4!}(5a)^4 \right] \quad (4.59)$$

wobei  $a = \frac{\delta_{cr}}{\delta_C}$  einen Simulationsparameter darstellt.

#### 4.2.4.3 Keimbildung an den Großwinkelkorngrenzen

Die Großwinkelkorngrenzen sind Stellen, wo durch die Anhäufung von Versetzungen während der Umformung Energie gespeichert wird, die während einer Haltezeit durch die Bildung von neuen undeformierten Keimen herabgesetzt wird. Die Anzahl der nach diesem Mechanismus entstandenen Keime ist gegeben durch:

$$N_{GB} = \frac{C_{GB} \delta (1 - R_c) S_{GB}}{D} [\exp(\varphi) + \exp(-\varphi) + 1] \quad (4.60),$$

mit  $C_{GB}$  als einer Konstante, die von der Anzahl der neuen Keime an einer Korngrenze abhängig ist und  $S_{GB}$  als der Dichte von Subkörnern an den Korngrenzen:

$$S_{GB} = \frac{1}{\delta^3} \exp(-5a^*) \left[ 1 + 5a^* + \frac{1}{2!}(5a^*)^2 + \frac{1}{3!}(5a^*)^3 + \frac{1}{4!}(5a^*)^4 \right] \quad (4.61)$$

wobei  $a = \frac{\delta_{cr}}{\delta}$ .

Die gesamte Anzahl der Keime wird als Summe aller Keimbildungsstellen berechnet:

$$N_{TOT} = N_{PSN} + N_C + N_{GB} \quad (4.62)$$

In der Abbildung 4-20 ist die Ausbildung von Keimstellen für eine nachfolgende SRX während der Warmumformung zu sehen. Dieses Beispiel zeigt, dass der Hauptmecha-

nismus der Keimbildung in der Aluminiumlegierung 5082 auf die Keimbildung an den GWKG zurückzuführen ist.

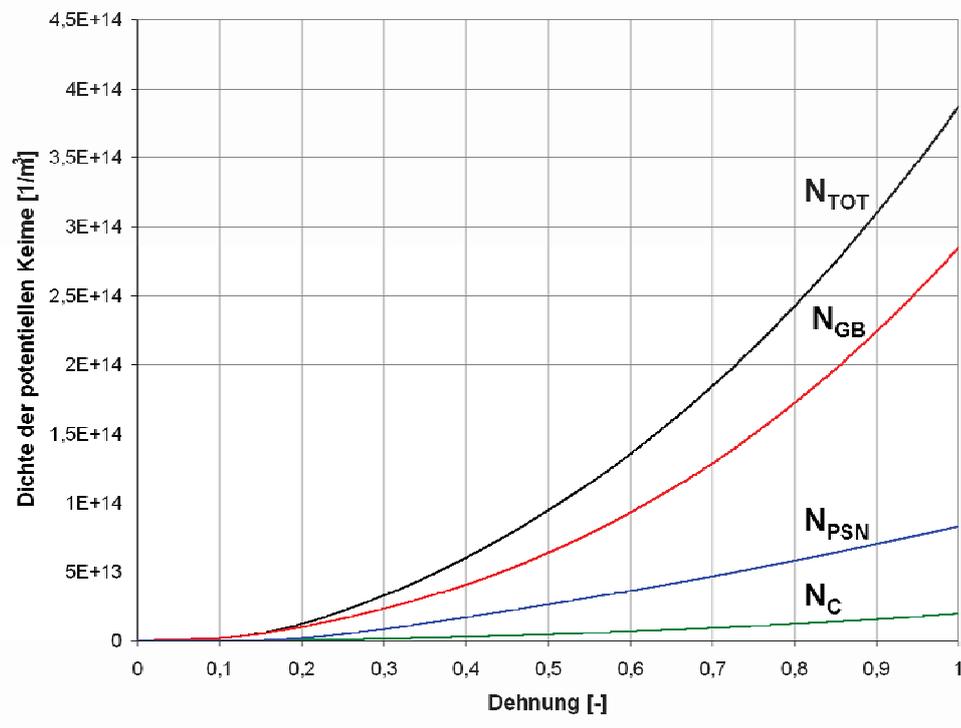


Abbildung 4-20: Anstieg der potentiellen Keimzahl für SRX während der Warmumformung von AA5083 als Funktion der Verformung  $\varphi$  bei einer Temperatur von 500°C und einer Umformgeschwindigkeit von  $1s^{-1}$ .

Wenn die gespeicherte Energie die rücktreibende Kraft von Ausscheidungen überwiegt, erfolgt die Keimbildung. Wie aus der Abbildung 4-21 ersichtlich, weisen die oberflächennahen Bereiche der Walzprobe auf Grund der Versetzungsspeicherung eine hohe Keimdichte auf.

Die Analyse des Keimbildungsmodells zeigt einen signifikanten Einfluss von Prozessparametern auf die potentielle Keimzahl für SRX. Die Keimdichte nimmt mit sinkender Temperatur zu und ist direkt proportional zur Dehnungsrate (Abbildung 4-22). Da sich die rekristallisierten Keime in der untersuchten Aluminiumlegierung hauptsächlich an der GWKG bilden (Abbildung 4-20), lässt sich die letzte Aussage durch eine Dehnungsabhängigkeit von Subkorndichte an den Korngrenzen erklären (Abbildung 4-23).

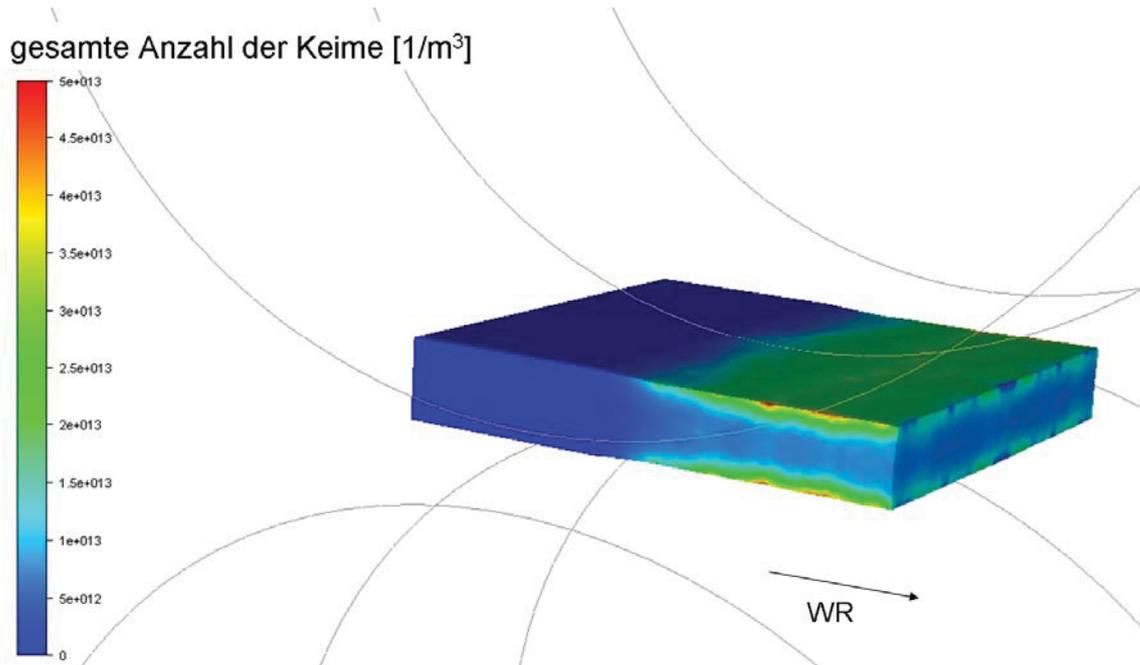


Abbildung 4-21: FEM-Berechnung der Gesamtdichte von Keimen  $N_{TOT}$  beim Warmwalzen von AA5083, 1. Stich.

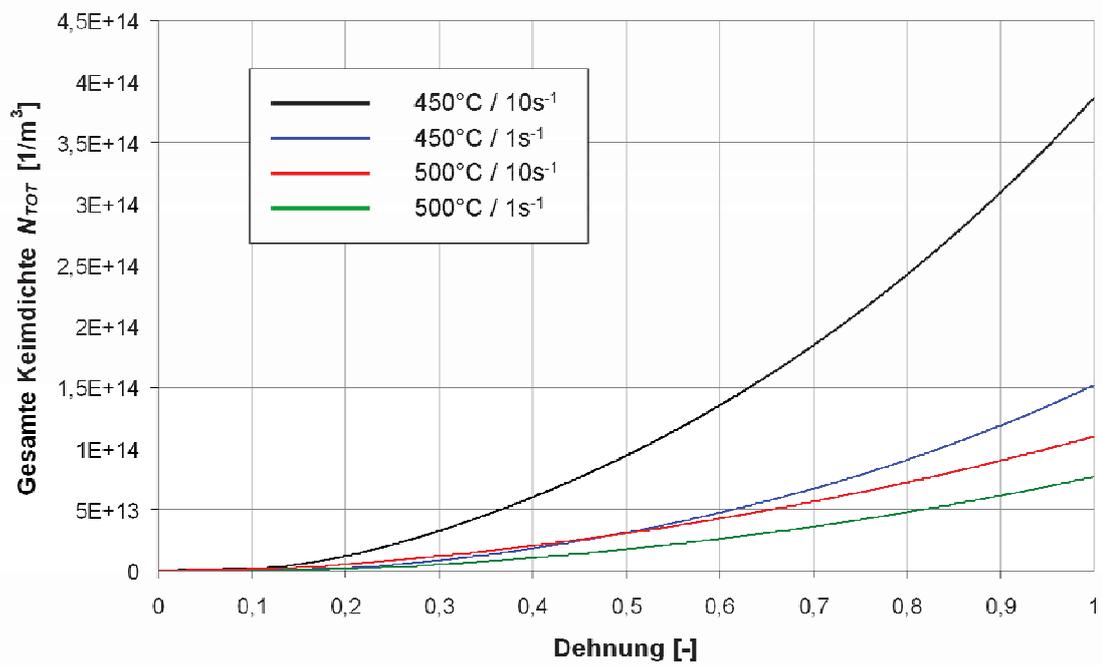


Abbildung 4-22: Einfluss der Umformparameter auf die Keimbildung.

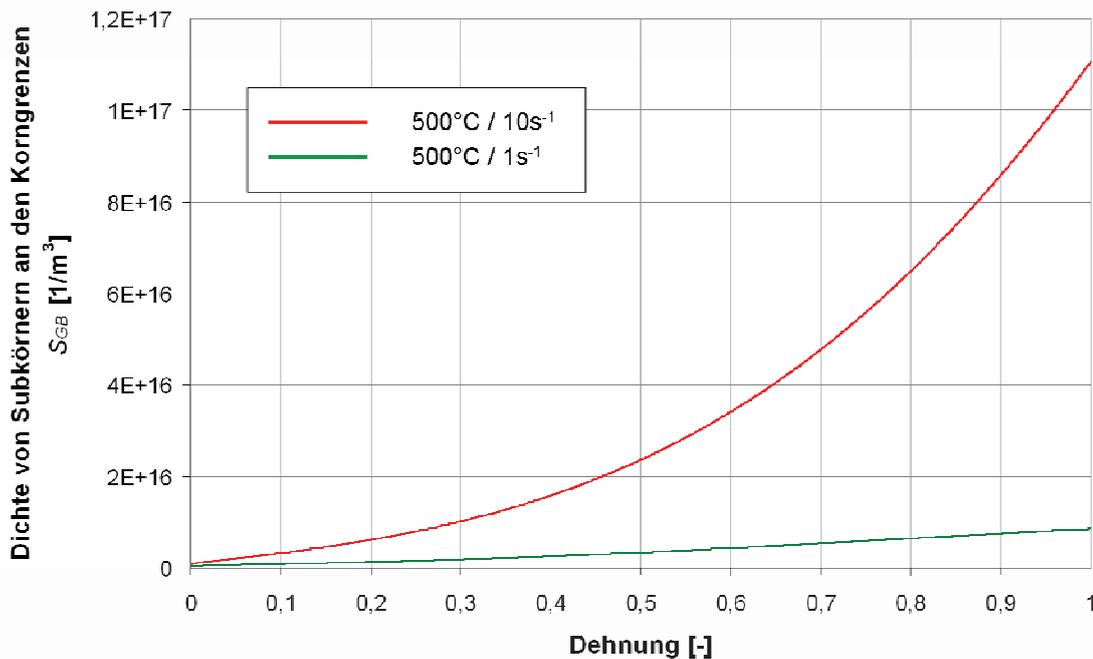


Abbildung 4-23: Dichte von Subkörnern an den Korngrenzen als Funktion der Dehnungsrate.

#### 4.2.5 Kornwachstumsmodell

Die Zunahme des Korndurchmessers  $D$  lässt sich nach der Theorie von Hillert [44] berechnen. Unter der Annahme, dass die Korngrenzengeschwindigkeit dem Krümmungsradius als treibende Kraft umgekehrt proportional ist, erhält man:

$$\frac{dD}{dt} = \eta m \gamma_{GB} \left( \frac{1}{D} - \frac{1}{\bar{D}} \right) \quad (4.63)$$

wobei  $\eta = 0,5$  für ein 2D-Feld und 1 für ein 3D-Feld und  $\bar{D}$  die mittlere Korngröße ist.

Ausscheidungen können das Kornwachstum behindert bzw. verhindern [12], [45], [46]. Zum Losreißen der Korngrenze von einem Teilchen muss die Korngrenze eine rücktreibende Kraft (Zener-Kraft)  $P_Z$  überwinden (siehe Gl. 4.24). Daraus ergibt sich die modifizierte Gleichung für mehrphasige Werkstoffe:

$$\frac{dD}{dt} = \eta m \gamma_{GB} \left( \frac{1}{D} - \frac{1}{\bar{D}} - P_Z \right) \quad (4.64)$$

Da die Krümmung der Korngrenzen immer geringer wird, wird die treibende Kraft während des Kornwachstums immer kleiner. Die Kornvergrößerung kommt zum Stillstand,

wenn treibende und rücktreibende Kraft gleich groß sind [12]. Aus diesem Grund kann eine maximale Korngröße berechnet werden:

$$D_{\max} \cong \frac{2}{3} \frac{r}{F_V} \quad (4.65)$$

Die Vergrößerung der Ausscheidungen bei höheren Temperaturen kann man folgendermaßen definieren [47]:

$$r = \zeta t^{1/k} \quad (4.66)$$

mit  $\zeta$  als kinetische Konstante;  $t$  als Anlasszeit und  $k=3$  für die ideale Oswald Reifung entsprechend der Lifshitz-Slyozov-Wagner-Theorie (LSW) [48].

Anhand der Abbildung 4-24 kann man feststellen, dass sogar ein kleiner Volumenanteil von dispersen Ausscheidungen  $F_V$  das Kornwachstum auch bei höheren Temperaturen stark beeinflusst.

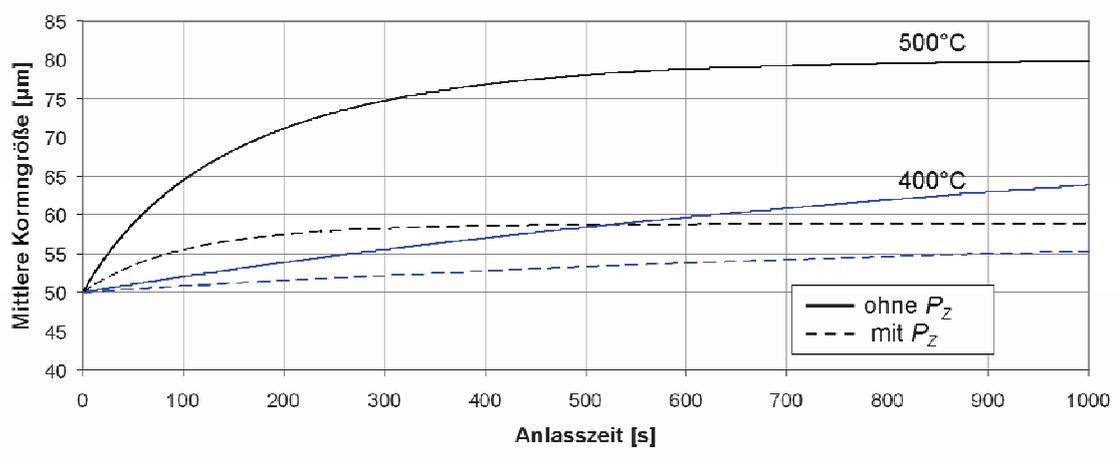


Abbildung 4-24: Korngröße  $D$  als Funktion der Temperatur und Anlasszeit in AA5083 mit einer Ausgangskorngröße von  $50\mu\text{m}$ . Die punktierten Linien zeigen den Einfluss der rücktreibenden Kraft der Ausscheidungen auf das KW ( $F_V=0,018$  und  $r=600\text{nm}$ ).

Wenn das Gefüge teilrekristallisiert ist, d.h. neben unrekristallisierten Körner  $D$  sind statisch rekristallisierte Bereiche mit  $D_{SRX}$  zu erkennen, kann die mittlere Korngröße in der folgenden Form beschrieben werden [49]:

$$\bar{D} = X_{SRX} D_{SRX} + (1 - X_{SRX}) D \quad (4.67)$$

#### 4.2.6 Werkstoffkonstanten für die charakteristischen Modellgleichungen

In der folgenden Tabelle 4-2 sind alle Parameter für das physikalische Modell zusammengefasst. Einige Parameter wurden in dieser Arbeit auf Grund der Literaturrecherche und der aufgenommenen Fließkurven (siehe Kapitel 5.2.1) für die Aluminiumlegierung 5083 optimiert.

Tabelle 4-2: Eingabeparameter für das Mikrostrukturmodell.

Nr.	Parameter	Wert	Bemerkung
1	$b$	$0,286 \cdot 10^{-9}$ m	[50]
2	$C$	100	[36]
3	$C_C$	0,24	[42]
4	$C_{GB}$	0,09	[42]
5	$C_{PSN}$	0,18	[42]
6	$d_{annihil}$	$5 b$	[34]♦
7	$d_{climb}$	$10 b$	[34]♦
8	$d_{dipol}$	$50 b$	[34]♦
9	$d_{lock}$	$5 b$	[34]♦
11	$D_0^{diff}$	$1,7 \cdot 10^{-4}$ m <sup>2</sup> /s	[51]
11	$f_w$	0,2	[34], [52]
12	$F_V$	0,018	MatCalc
13	$L$	$0,12 \cdot 10^6$ /m	Metallographie
14	$M$	3,06	[30]
15	$n$	5	[34], [52]
16	$N_0$	$5,67 \cdot 10^{15}$ /m <sup>3</sup>	Metallographie
17	$Q_{def}$	148587 J/mol	Fließkurven (Gl. 5.4)
18	$r$	$0,6 \cdot 10^{-6}$ m	MatCalc
19	$R_C^0$	0,09	[42]

♦ Am CD-Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation optimierte physikalische Parameter

20	$U_g$	1,8 eV	[36], [53]♦
21	$\alpha_l$	0,5	[8]
22	$\beta_i$	100	[34], [52]
23	$\beta_w$	100	[34], [52]
24	$\gamma_{GB}$	0,324 J/m <sup>2</sup>	[15]
25	$\delta_c$	0,28 · 10 <sup>-6</sup> m	[54], [42]
26	$\rho_{im0}$	10 <sup>10</sup> m/m <sup>3</sup>	[34], [30]
27	$\rho_{m0}$	10 <sup>8</sup> m/m <sup>3</sup>	[34]
28	$\rho_{w0}$	10 <sup>10</sup> m/m <sup>3</sup>	[34], [30]
29	$\nu_D$	7,8 · 10 <sup>9</sup> Hz	[30]

### 4.3 Kopplung von Werkstoffmodellen mit der Finiten Elementen Methode

Das oben beschriebene physikalische Modell wurde innerhalb der plastomechanischen Simulation in FEM Programm FORGE 2008 mittels der Programmiersprache FORTRAN vollständig integriert eingesetzt. *User Routines* ermöglichen eine flexible Handhabung des Modells. Abbildung 4-25 stellt schematisch den Programmalgorithmus dar.

Am Beginn wird das Problem im FORGE PreProzessor definiert und die Randwerte der Simulation (siehe Tabelle 4-1) eingegeben. Danach erfolgt, abhängig von der Anzahl der zur Verfügung stehenden Prozessoren, eine Aufteilung der Simulation in Teilbereiche. Die weiteren Arbeitsschritte erfolgen dann für jeden Prozessor getrennt und unabhängig.

Das plastomechanische Modell stellt die maßgeblichen lokalen Prozessvariablen wie Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Temperatur bereit. Zu Beginn der Mikrostruktursimulation erfolgt die Eingabe der Startparameter (Tabelle 4-2). Die erste Verzweigung trennt dynamische und statische Vorgänge voneinander. Wenn die Umformgeschwindigkeit größer als Null ist, werden Verfestigung und DRV gleichzeitig berechnet (Kapitel 4.2.2 und 4.2.3), bei statischen Vorgängen entsprechend die SRV. Wenn die Umformgeschwindigkeit Null ist, werden zunächst die treibende und die rücktreibende Kraft berechnet. Wenn die Treibkraft  $P_D$  die hemmende Kraft von Ausscheidungen  $P_Z$  überwiegt, beginnt die Keimbildungsberechnung (Kapitel 4.2.4) und anschließend die Berechnung des SRX-Anteils sowie der Größe von rekristallisierten Körnern (Kapitel

4.2.1). Weiters wird die mittlere Korngröße  $\bar{D}$  laut Gl. (4.67) bestimmt (wenn  $X_{SRX} = 0$ ,  $\bar{D} = D_0$ ). Im Anschluss erfolgt die Berechnung des Kontrwachstums (Kapitel 4.2.5).

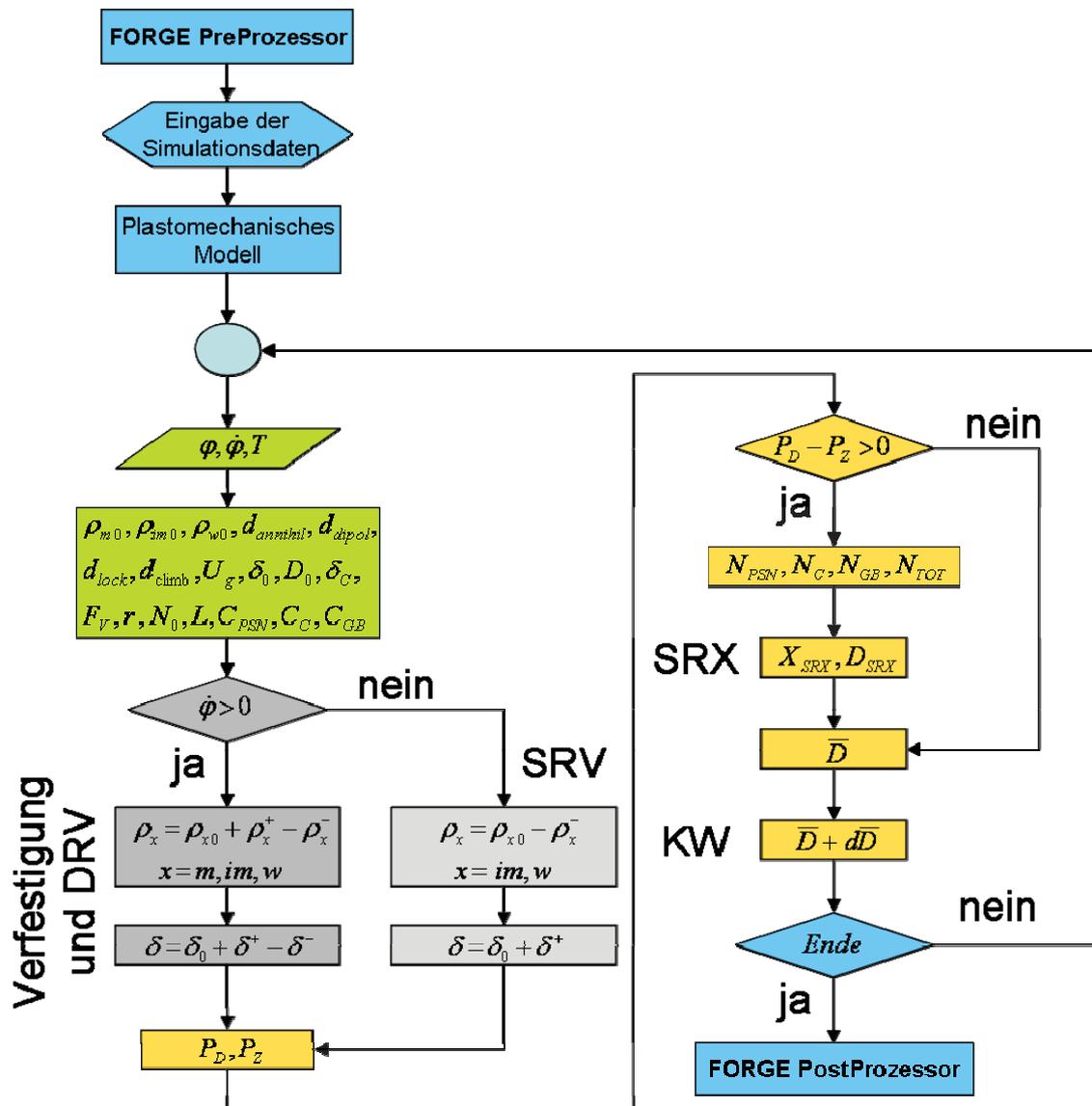


Abbildung 4-25: Flussdiagramm der Mikrostrukturberechnung unter Verwendung der metallphysikalischen Ansätze.

Nach Beendigung der Schleife kommt es zur Berechnung des nächsten Inkrementes der plastomechanischen Prozesssimulation. Die Auswertung der Ergebnisse erfolgt im Post-Processor.

#### 4.4 Modellierung der Ausscheidungskinetik

Für die Berechnung der Ausscheidungsparameter wurde das Programm *MatCalc* verwendet.

*MatCalc* (Materials Calculator) ist eine Software für verschiedene Arten der thermodynamischen und kinetischen Simulationen [55]. Die grundlegende Idee von allen thermodynamischen Berechnungen basiert auf der CALPHAD-Methode<sup>7</sup> (Calculation of Phase Diagrams), d.h., wenn die thermodynamischen Eigenschaften jeder Komponente aus kommerziellen oder freien Datenbanken bekannt sind, ist es möglich, die Mehrkomponenten-Phasendiagramme zu berechnen. Dabei werden die thermodynamischen Berechnungen der einzelnen Phasen (z.B. freie Enthalpie jeder Phase) kombiniert, um komplexe Systeme zu simulieren.

Das Programm *MatCalc* besteht aus drei Modulen:

1. Gleichgewichtsthermodynamik
2. Ausscheidungskinetik
3. Mikrostrukturentwicklung

Das erste Modul (Gleichgewichtsthermodynamik) ist ein Hilfswerkzeug für die beiden anderen. Es berechnet die thermodynamischen Treibkräfte und Gleichgewichtsanteile, die bei der Ausscheidungskinetik- und Mikrostruktursimulation erforderlich sind.

Das Ausscheidungskinetik-Modul basiert auf dem vor kurzem entwickelten *SFFK-Modell* (A mean-field approach for complex systems) [56], [57], welches die Simulation von Keimbildung und -wachstum von kugelförmigen und zylindrischen Ausscheidungen in einem mehrphasigen System erlaubt. Die Anwendungsbereiche sind:

- Keimbildung und Wachstumskinetik von einzelnen Ausscheidungen;
- Entwicklung der Ausscheidungsverteilung;
- Ausscheidung von metastabilen Phasen;
- Thermomechanische Behandlung von Legierungen;
- Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU).

Zwei Module (Thermodynamik und Ausscheidungskinetik) stellen den so genannten Programmkern (*MatCalc core*) zusammen. Abbildung 4-26 zeigt eine schematische Darstellung der Zusammenhänge zwischen den MatCalc-Bestandteilen.

Die notwendige thermodynamische Datenbank für Aluminiumlegierungen wurde von der Fa. *Sente Software Ltd*<sup>8</sup> erworben. Auf Grund der Literaturrecherchen wurde von Prof. Kozeschnik die Diffusionsdatenbank erstellt.

---

<sup>7</sup> <http://www.calphad.org/>

<sup>8</sup> <http://www.sentesoftware.co.uk/>

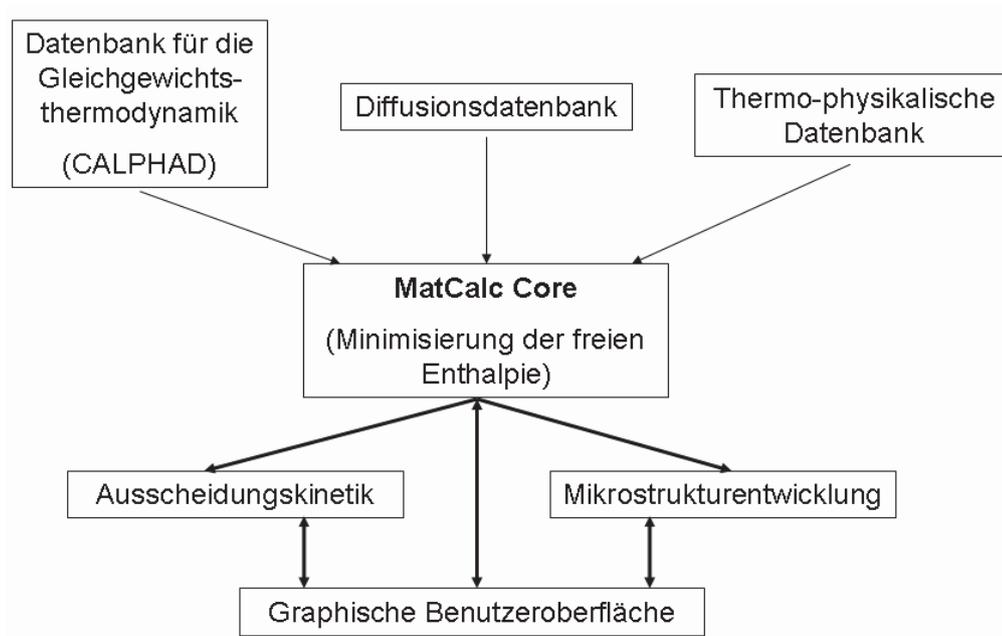


Abbildung 4-26: Zusammenhänge zwischen den MatCalc-Komponenten.

In dieser Arbeit wurde das Programm MatCalc für die Berechnung der Ausscheidungskinetik von intermetallischen Phasen in Aluminiumlegierung 5083 während der thermischen Behandlung (Homogenisierung) verwendet. Die Ergebnisse der MatCalc-Simulation sind im Kapitel 6.1.2 dargestellt.

## 5 Materialdatenermittlung

Die Materialdatenermittlung umfasst die Charakterisierung der Aluminiumlegierung 5083 zur Beschreibung des Umformprozesses mittels FEM-Simulation.

Computersimulationen, die beispielsweise der Ermittlung von Materialfluss, Temperaturverteilung und Gefügeentwicklung dienen, benötigen Informationen über das materialspezifische Verhalten des Werkstoffs während der Umformung. Die Beschreibung der Materialeigenschaften unter Umformbedingungen erfolgt über Fließkurven, die in Abhängigkeit von den zu variierenden Werkstoff- und Umformparametern in Vorversuchen ermittelt werden müssen.

Zur Beschreibung der Wärmeübertragung sind die thermo-physikalischen Daten als Funktionen der Temperatur erforderlich. Die Genauigkeit der Randwerte kann die Simulationsergebnisse stark beeinflussen.

### 5.1 Untersuchte Aluminiumlegierung

Alle Untersuchungen wurden mit dem Material von AMAG rolling durchgeführt. Die chemische Zusammensetzung der Legierung AA5083 (AlMg4,5Mn) ist in der Tabelle 5-1 dargestellt.

Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung der AA5083 in Gew.-%.

Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Cr	Al
0,3	0,35	4,6	0,5	0,1	0,1	Rest

Die Eigenschaften dieser Legierung sind von bei der Erstarrung entstehenden intermetallischen Phasen stark abhängig. Diese Phasen beeinflussen die Gussstruktur und haben eine Veränderung der Rekristallisationstemperatur zur Folge. Laut McShane und Lee [58] bildet Mn in der AA5083 die intermetallischen Phasen:  $Al_{12}(Mg, Mn)_3$  oder  $Al_{10}(Mg, Mn)_3$ . Außer den Hauptlegierungselementen enthält AA5083 auch Verunreinigungen wie Fe und Si, die die Bildung von intermetallischen Phasen ( $Al_{12}MnSi$  und  $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ ) stimulieren.

### 5.2 Experimentelle Warmumformsimulation

Die Stauchversuche wurden mit der servohydraulischen Warmumformprüfmaschine (engl.: Thermo-Mechanical Treatment Simulator, TMTS) „SERVOTEST“, die in Abbildung 5-1 zu sehen ist, am Lehrstuhl für Umformtechnik durchgeführt.

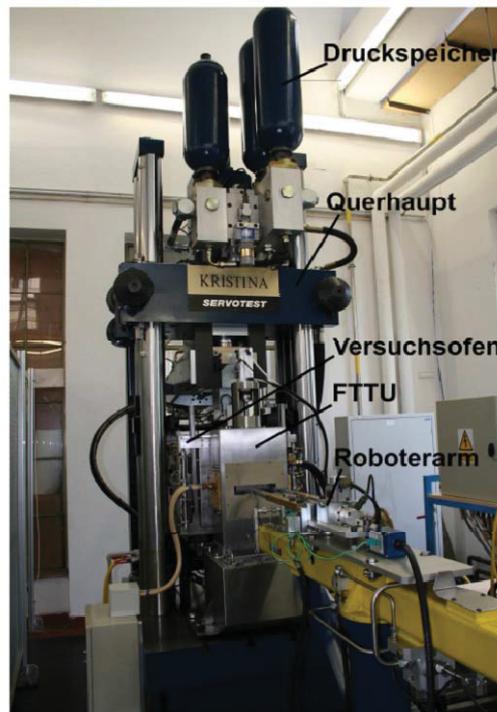


Abbildung 5-1: TMTS SERVOTEST am Lehrstuhl für Umformtechnik (MU Leoben).

In diesem Umformsimulator können Zylinder- und Flachstauchversuche innerhalb eines Versuchsofens durchgeführt werden, der die Umgebung für die Umformzone darstellt. Dadurch ist es möglich, isotherm zu arbeiten und einen besonders realistischen Prozess abzubilden. Das Arbeitsprinzip ist in Abbildung 5-2 schematisch gezeigt.

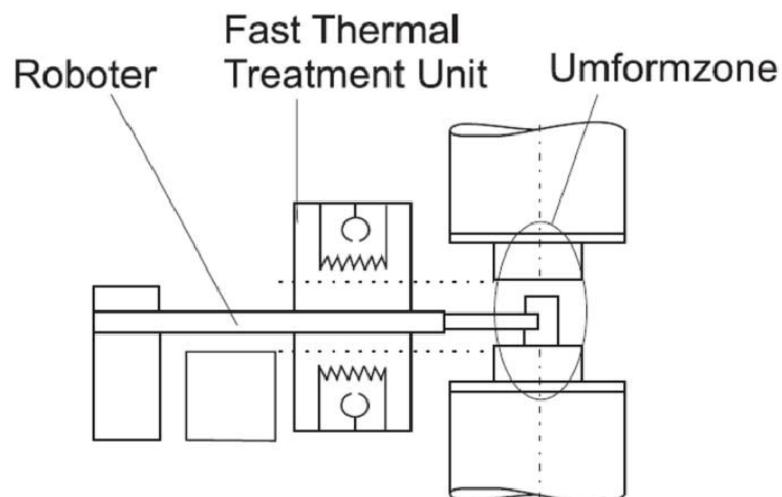


Abbildung 5-2: Arbeitsprinzip des Warmumformsimulators.

Des Weiteren ist die Servotest TMTS mit einer *Fast-Thermal-Treatment-Unit* (FTTU) zur Probenheizung ausgestattet (siehe Abbildung 5-3), durch welche Aufheiz- und Ab-

kühlprofile beliebig vorgegeben und auch mehrstufige Versuche dargestellt werden können.

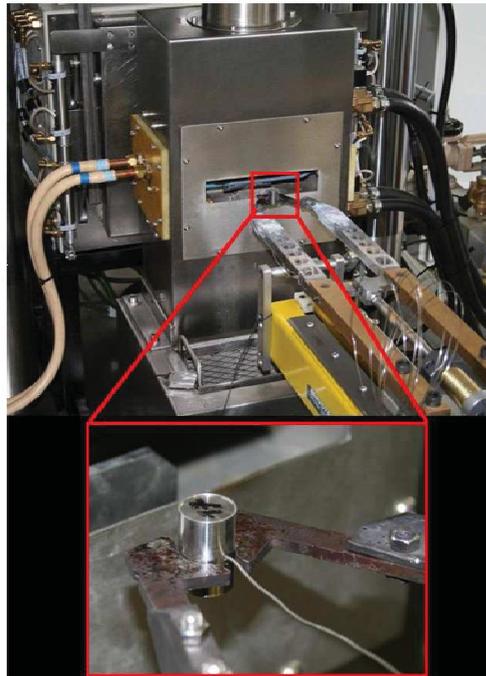


Abbildung 5-3: Fast-Thermal-Treatment-Unit. Die Vergrößerung zeigt eine eingespannte Rastegaevprobe, die mit einem Thermoelement Typ K bestückt ist.

Die Manipulationszeit des Greifarms zwischen FTTU und dem Versuchsofen beträgt weniger als 1s. Der Versuchsablauf verläuft voll automatisch, wodurch die Reproduzierbarkeit der Messergebnisse gewährleistet ist. Durch die Möglichkeit der hohen Werkzeuggeschwindigkeiten von bis zu 1 m/s bei Vollast, sind Dehnraten bis zu  $200\text{s}^{-1}$  möglich. Die maximale Prüftemperatur beträgt  $1200^\circ\text{C}$ , die maximale Prüfkraft ca. 500kN. Die Probentemperatur wird während der gesamten Umformung über ein Thermoelement (Typ K Ni-Cr-Ni) gemessen.

### 5.2.1 Stauchversuche zur Fließkurvenaufnahme

Die genaue Beschreibung der Fließkurvenaufnahme mit der Servotest kann man in der Diplomarbeit von A. Weber finden [9].

Für die Bestimmung der Fließkurven wurden aus der Aluminiumlegierung 5083 im Gusszustand Rastegaevproben gefertigt (siehe Abbildung 5-4).

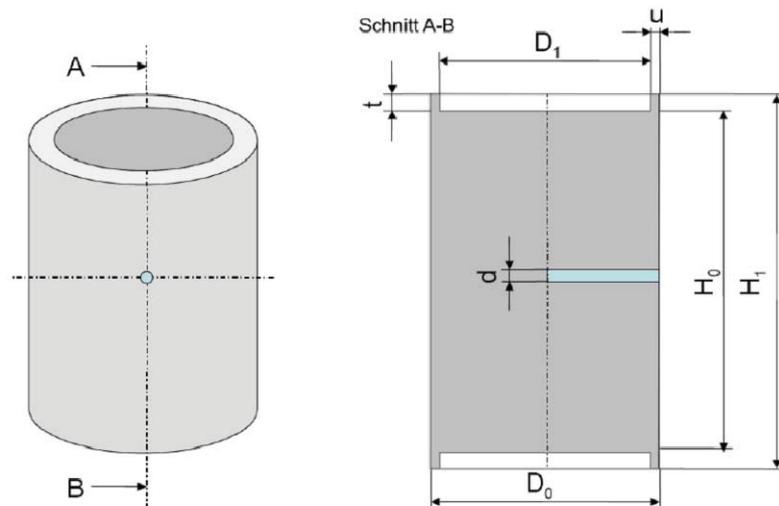


Abbildung 5-4: Konstruktionszeichnung einer Rastegaevprobe.  $H_0 = 18,0_{+0,05} \text{ mm}$ ,  $D_0 = 12,0_{-0,05} \text{ mm}$ ,  $H_1 = 18,6_{+0,05} \text{ mm}$ ,  $D_1 = 10,8_{+0,05} \text{ mm}$ ,  $u = 0,6 \text{ mm}$ ,  $t = 0,3 \text{ mm}$ ,  $d = 1,1 \text{ mm}$ .

Der Vorteil von Rastegaevproben ist, dass durch Einsatz von Schmieraschen, die mit Glaspulver gefüllt werden, die Reibung zwischen Stempel und Probe stark herabgesetzt wird und eine Ausbauchung der Probe zum größten Teil verhindert wird [62].

Für die Fließkurvenaufnahme wurden die Temperaturen 400, 450, 500 und 550°C und drei Dehnungsraten  $0,1\text{s}^{-1}$ ,  $1\text{s}^{-1}$  und  $10\text{s}^{-1}$  ausgewählt, die das Prozessfenster des industriellen Warmwalzens vollständig abdecken.

Alle Proben wurden im Kammerofen *CARBOLITE* (Typ CWF, BWF & RWF) laut der experimentellen Wärmebehandlung (550°C/10h) gegläht und an Luft abgekühlt.

Abbildung 5-5 zeigt den schematischen Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Aufnahme der Warmfließkurven. Das Überhitzen der Probe um 10°C ist notwendig, um den Temperaturverlust während der Manipulationszeit zu kompensieren.

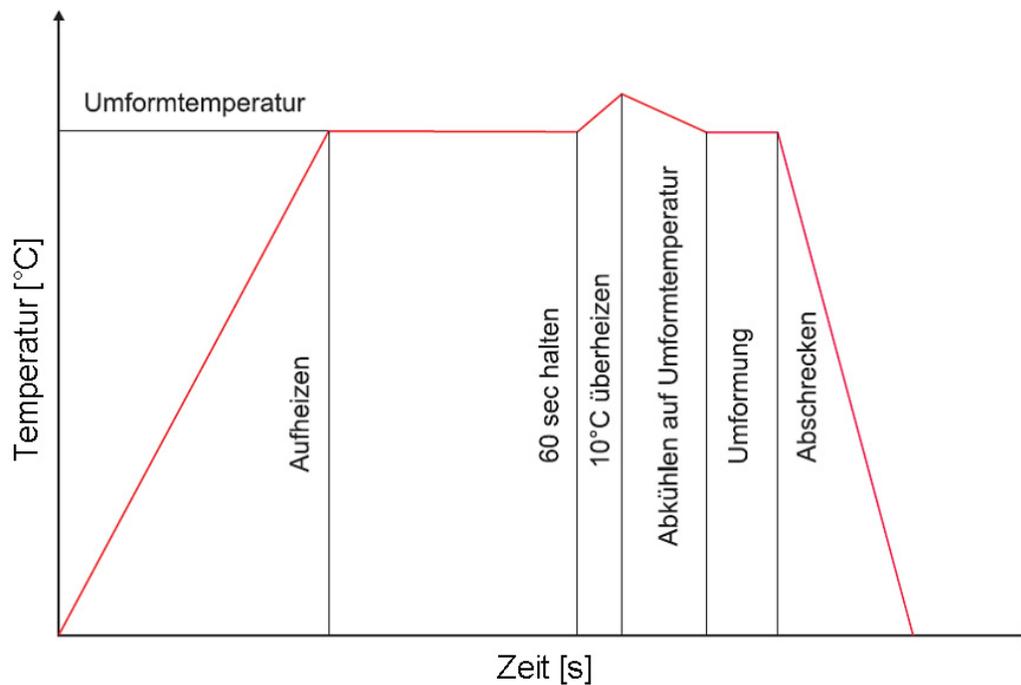


Abbildung 5-5: Schematischer Temperatur-Zeit Verlauf der Aufnahme der Warmfließkurven.

Bei der Durchführung wird die Rastegaevprobe in einem Schritt mit dem Werkzeug umgeformt. Während des Versuches werden die aktuelle Höhe des Werkzeuges und der Wert der Kraft mit 20000 Hz gemessen. Die Berechnung der Fließspannung  $k_f$  erfolgt unter der Annahme eines einachsigen Spannungszustandes und Volumskonstanz aus den gemessenen Kraft-Weg Daten über die Beziehung:

$$k_f = \frac{F}{A} = \frac{F h}{A_0 h_0} = \frac{F}{A_0} e^\varphi \quad (5.1)$$

Der Umformgrad errechnet sich aus der Gleichung:

$$\varphi = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad (5.2)$$

wobei  $F$  die Stauchkraft,  $A_0$  der Ausgangsquerschnitt,  $A$  der aktuelle Querschnitt,  $h_0$  die Ausgangshöhe und  $h$  die aktuelle Höhe ist.

Da sich die Probe während der Umformung erwärmt, werden bei einer konstanten Umformgeschwindigkeit für die jeweilige Ausgangstemperatur zu niedrige Fließspannungen ermittelt. Diese so genannten nicht-isothermen Fließkurven werden in isotherme Fließkurven umgerechnet:

$$\Delta T = \frac{k_f \varphi}{c_p \rho^*} f \quad (5.3)$$

$c_p$  ist die spezifische Wärmekapazität,  $\rho^*$  die Dichte und der Faktor  $f$  zeigt, welcher Anteil der Verformungsenergie in Wärme umgewandelt wird. Bei hohen Dehnraten hat die Wärme kaum Zeit aus der Probe zu entweichen und daher einen großen Einfluss, was durch einen hohen Faktor  $f$  beschrieben wird.

Abbildung 5-6 zeigt ein Beispiel für die Umrechnung der nicht-isothermen Fließkurven von AA5083 bei unterschiedlichen Prozessbedingungen. Die maximale Abweichung weisen logischerweise Fließkurven auf, die bei einer hohen Dehnungsrate aufgenommen wurden.

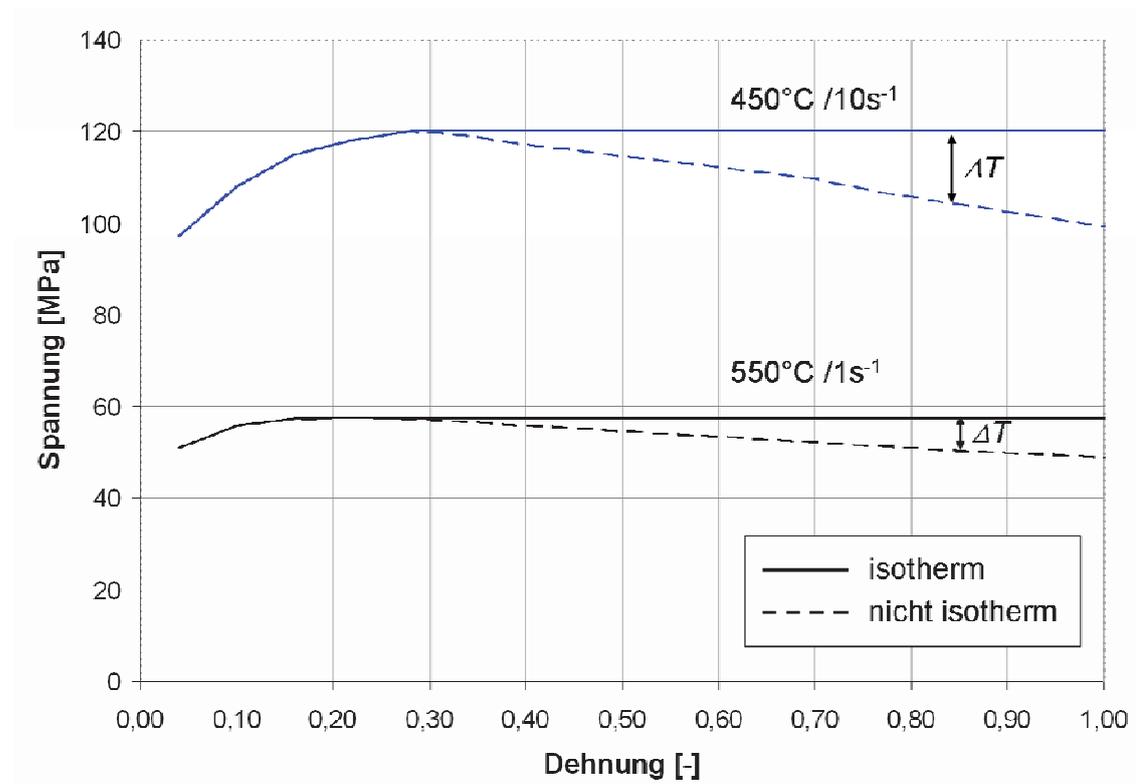


Abbildung 5-6: Optimierung der nicht-isothermen Fließkurven (punktirierte Linie) in isotherme Fließkurven (Linie).

Repräsentative Warmfließkurven von AA5083 sind in Abbildung 5-7 dargestellt. Man kann feststellen, dass diese Aluminiumlegierung während der Verformung auch bei höheren Temperaturen und Dehnraten durch DRV entfestigt wird.

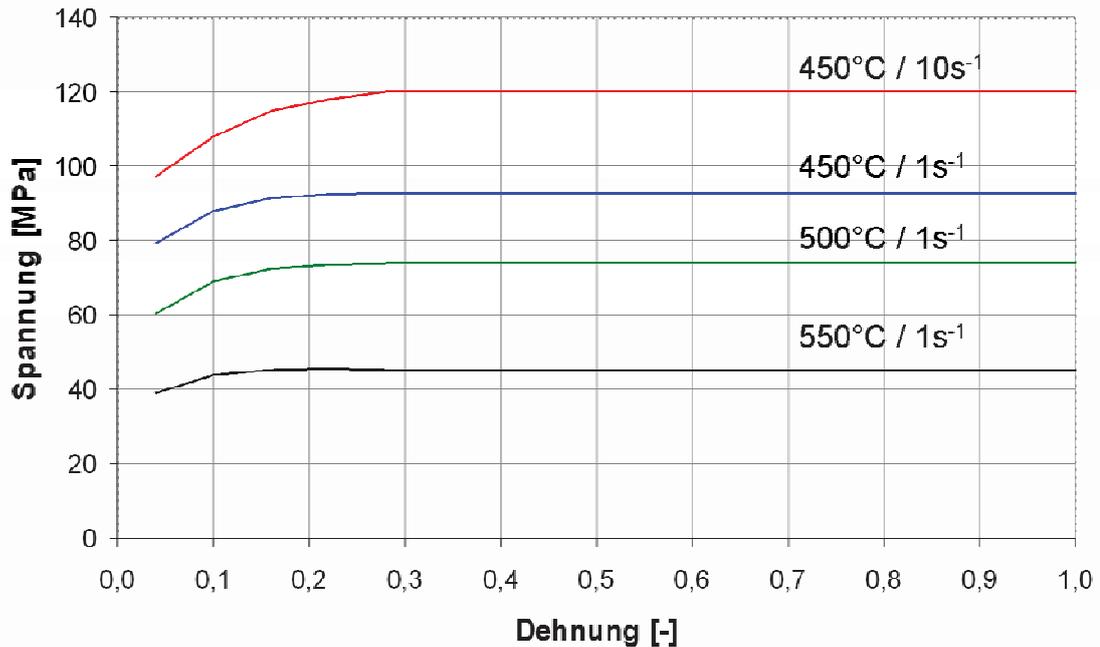


Abbildung 5-7: Beispiele für optimierte Warmfließkurven für AA5083.

Auf Grund der optimierten Fließkurven kann die Aktivierungsenergie für die Warmumformung mit der folgenden Beziehung bestimmt werden [1]:

$$Q_{def} = -R \left( \frac{\partial \ln \dot{\phi}}{\partial \ln \sinh(\psi k_{fSS})} \right)_T \left( \frac{\partial \ln \sinh(\psi k_{fSS})}{\partial (1/T)} \right)_{\dot{\phi}} \quad (5.4)$$

wobei  $k_{fSS}$  die stationäre Fließspannung ist. Der  $\psi$ -Wert wird durch Variation ermittelt.

Die berechnete Aktivierungsenergie für AA5083 beträgt 148587 J/mol.

### 5.3 Ermittlung der thermo-physikalischen Daten von untersuchter Aluminiumlegierung

Zur Erstellung der FEM-Simulation war es notwendig thermophysikalische Daten über die Legierung AA5083 zu bestimmen. Die Messung der Daten erfolgte über das Österreichische Gießerei-Institut<sup>9</sup>. Die Messmethoden zur Bestimmung der Daten sind in diesem Kapitel kurz beschrieben.

<sup>9</sup> <http://www.ogi.at>

### 5.3.1 Messung des Elastizitätsmoduls

Der dynamische spannungslose Elastizitätsmodul wird durch Anregung von stehenden *Longitudinalwellen* im Probenstab ermittelt. Die Probe liegt auf Saiten in ihren Schwingungsknoten auf. Die Ultraschallanregung erfolgt an einer Stirnfläche mit einem elektromagnetischen Ultraschallgeber. Im Probenkörper entstehen longitudinale Wellen, die zur Resonanz abgeglichen werden. An der anderen Stirnfläche wird die Schwingung an einen Aufnehmer übertragen, welcher ein äquivalentes elektrisches Signal erzeugt. Dieses wird verstärkt und elektronisch gezählt. Der Elastizitätsmodul  $E_0$  ist gegeben durch die Beziehung:

$$E_0 = \frac{4l^2 \rho^*}{n_w^2} f_n^2 \quad (5.5)$$

wobei  $l$  die Länge der Probe,  $\rho^*$  die Materialdichte,  $f_n$  die Resonanzfrequenz und  $n_w$  die Ordnungszahl der Schwingung ist.

Abbildung 5-8 zeigt die Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von der Temperatur der Legierung AA5083.

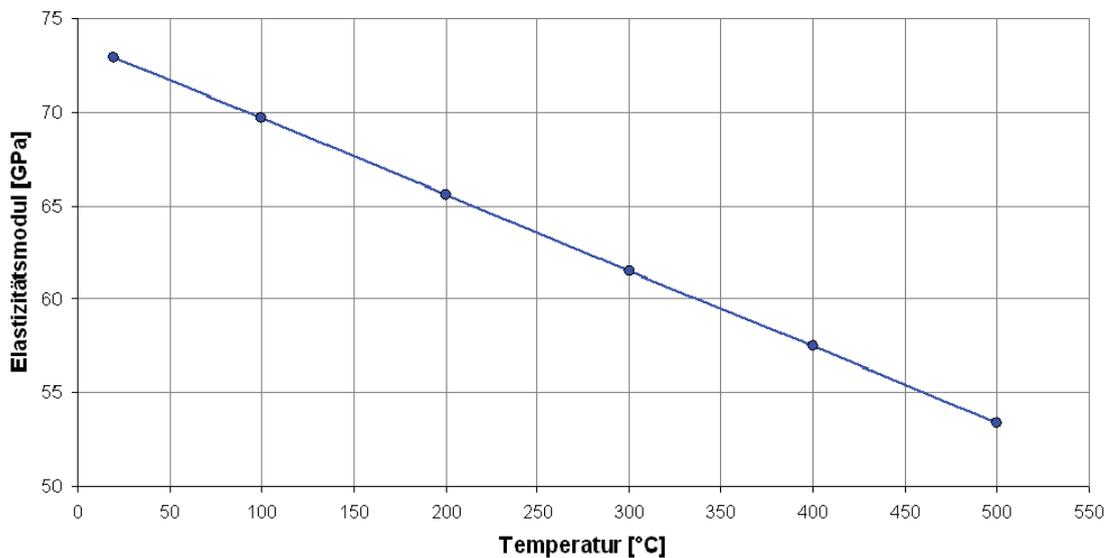


Abbildung 5-8: Elastizitätsmodul der AA5083 als Funktion der Temperatur.

Es gilt für ein linear-elastisches, isotropes Material folgender Zusammenhang zwischen dem Schubmodul  $G$  und Elastizitätsmodul  $E_0$ :

$$G = \frac{E_0}{2(1+\nu)} \quad (5.6)$$

Die lineare Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls lässt sich nun formulieren mit:

$$G = 3,19 \cdot 10^{10} - 1,53 \cdot 10^7 T \quad (5.7)$$

mit  $T$  als Temperatur in Kelvin.

### 5.3.2 Messung der spezifischen Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität wurde mit einem Differenz-Wärmestrom-Kalorimeter bestimmt. Die zu untersuchende Probe wird in einen Tiegel aus Platin gleichzeitig mit einem leeren Tiegel nach einem kontrollierten Temperaturprogramm erhitzt und die Temperaturdifferenz an einer dazwischen liegenden Wärmeleitstrecke gemessen. Die Temperaturmessungen erfolgen über Thermoelemente des Typs S. Der Wärmestrom wird mit einer Kalibrationsmessung verglichen, bei der anstelle der Probe ein Referenzmaterial dem gleichen Temperaturprogramm unterworfen wird. Um die Differenz der Massen der beiden Tiegel zu korrigieren, wird zusätzlich der Wärmestrom zwischen den beiden leeren Tiegeln gemessen (Basislinie). Als Referenzmaterial wird ein Saphireinkristall verwendet, dessen spezifische Wärmekapazität sehr genau bekannt ist. Die Messung erfolgt unter einer Argon-Schutzatmosphäre.

Die Temperaturdifferenz zwischen der Probe  $\Delta T_R$  bzw. dem Referenzkristall  $\Delta T_p$  und dem leeren Tiegel beziehen sich immer auf die Basislinie. Die spezifische Wärmekapazität der Probe  $c_p$  errechnet sich aus dem Vergleich mit der spezifischen Wärmekapazität der Referenz  $c_R$ :

$$c_p = c_R \frac{m_R \Delta T_p}{m_p \Delta T_R} \quad (5.8)$$

Die experimentell ermittelten Werte für die spezifische Wärmekapazität der Legierung AA5083 sind in Abbildung 5-9 dargestellt.

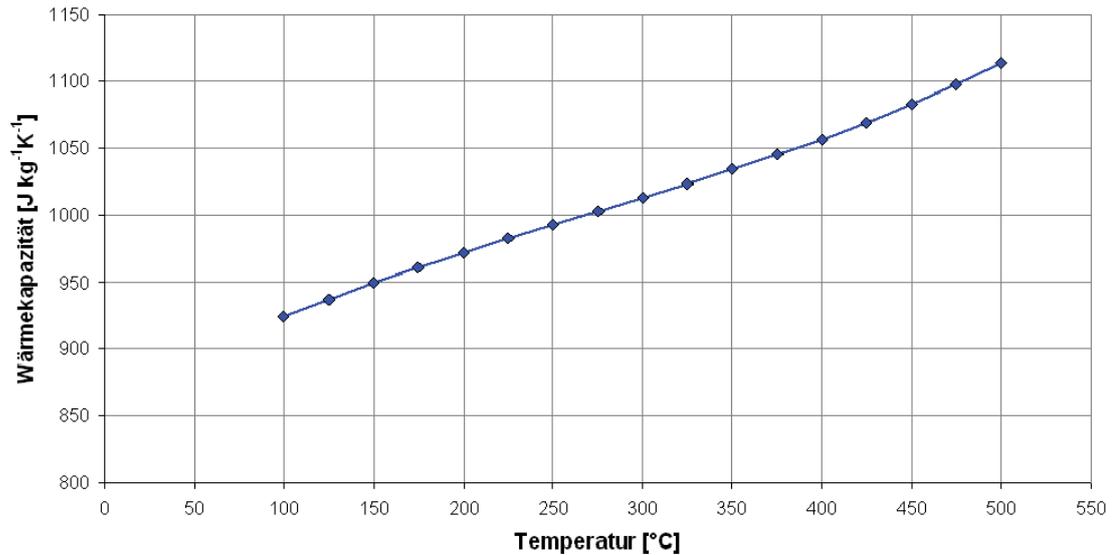


Abbildung 5-9: Messdaten der spezifischen Wärmekapazität von AA5083.

### 5.3.3 Messung der Temperaturleitfähigkeit und Berechnung der Wärmeleitfähigkeit

Die Temperaturleitfähigkeitbestimmung erfolgt über die *Laserflasch-Methode*. Hierbei trifft ein Laserstrahl auf die Probenoberfläche und erwärmt die gegenüberliegende Seite. Unter Berücksichtigung der thermischen Abstrahlung und Laserpulslänge erfolgt eine Berechnung der Temperaturleitfähigkeit  $\lambda$  aus der Anstiegszeit und Probendicke (Abbildung 5-10).

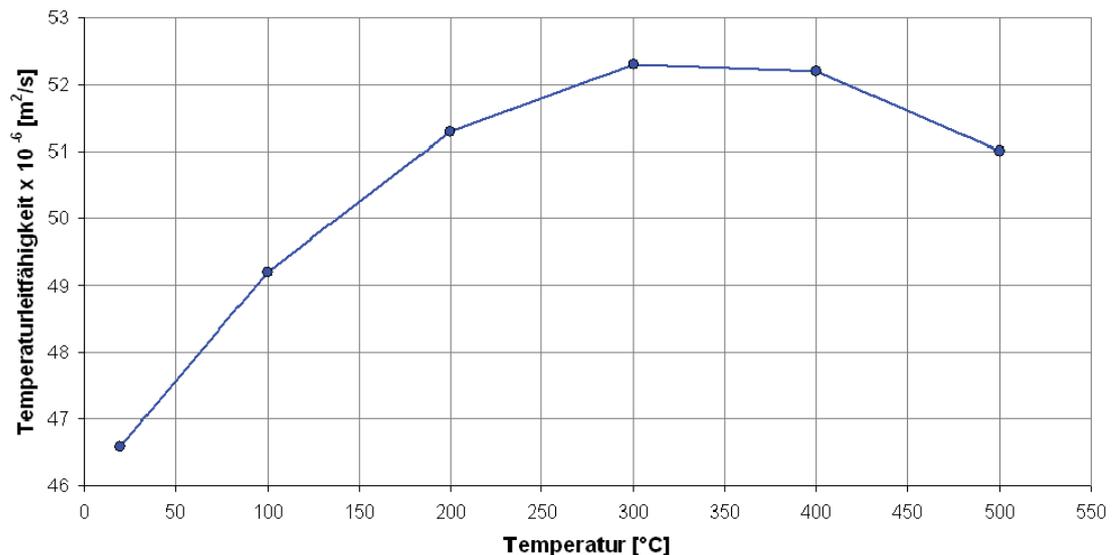


Abbildung 5-10: Temperaturleitfähigkeit als Funktion der Temperatur für AA5083

Die Wärmeleitfähigkeit  $k$  kann man durch die Materialdichte  $\rho^*$  und durch die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  definieren als:

$$k = \Lambda \rho^* c_p \quad (5.9)$$

wobei die Temperaturabhängigkeit der Dichte in Abbildung 5-11 dargestellt ist.

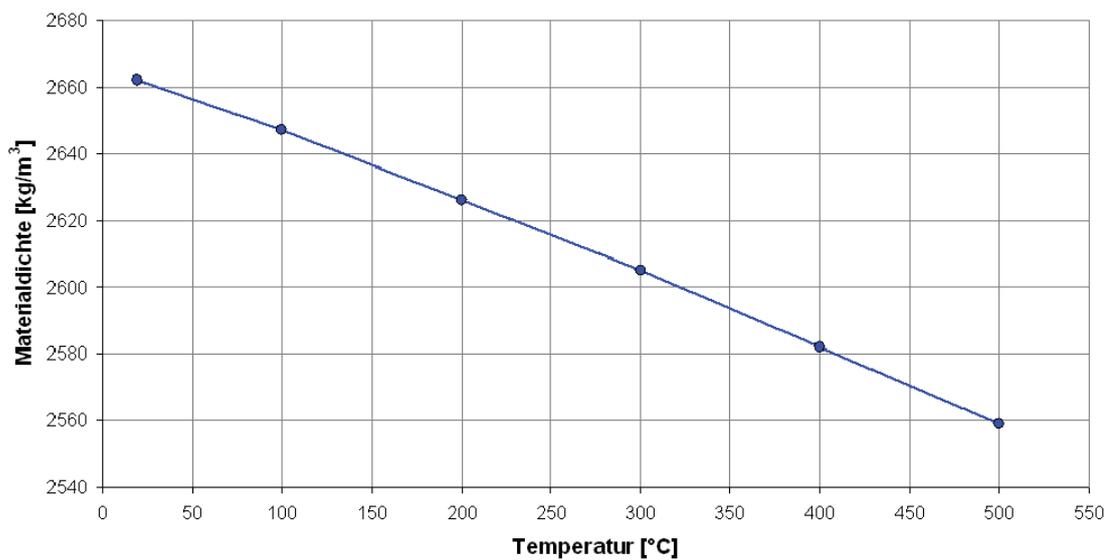


Abbildung 5-11: Die experimentell bestimmten Werte für die Dichte der AA5083

Die für die plastomechanische FEM-Simulation notwendigen Werte für die Wärmeleitfähigkeit sind in Abbildung 5-12 gegeben.

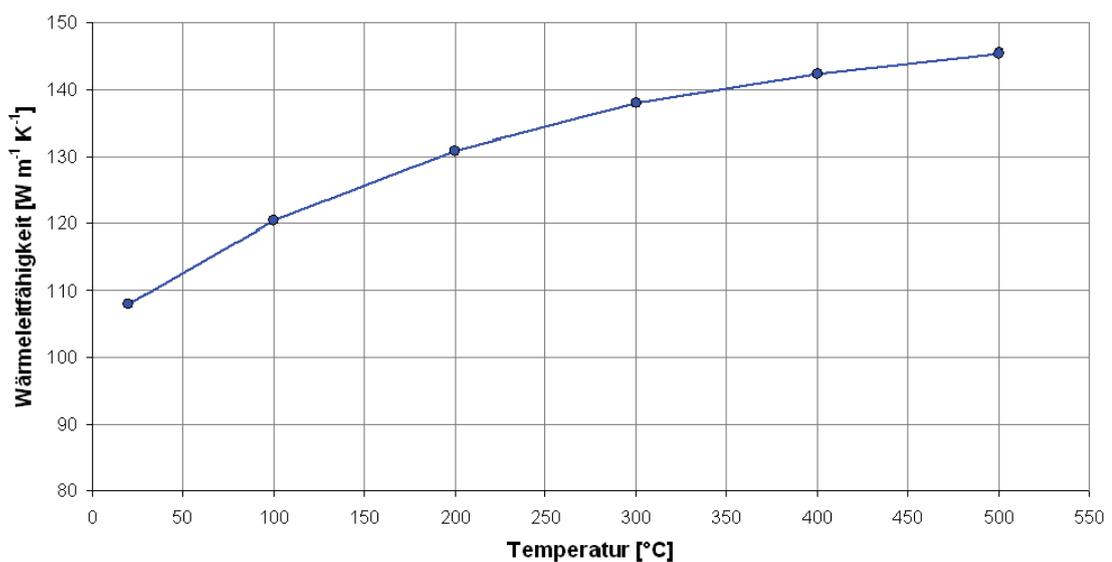


Abbildung 5-12: Wärmeleitfähigkeit der AA5083 als Funktion der Temperatur.

Wie aus diesem Kapitel ersichtlich, hat die Temperatur auf die thermo-physikalischen Daten einen starken Einfluss, was bei FEM-Berechnungen berücksichtigt werden muss.

Alle experimentell bestimmten thermo-physikalischen Daten wurden tabellarisch in FEM-Programm FORGE für die Simulation des Warmwalzprozesses eingegeben.

## 6 Einsatz von Werkstoffmodellen zur Prozesssimulation

In diesem Kapitel werden die plastomechanischen sowie die implementierten physikalischen Modelle (siehe Kapitel 4) zur Simulation von Laborwalzversuchen verwendet.

### 6.1 Abbildung industrieller Walzprozesse im Labormaßstab

Um den Einfluss der Vorgeschichte des Materials zu vermeiden, wurde die industrielle Aluminiumlegierung in einem Laborofen umgeschmolzen (Kapitel 6.1.1) und nach der Erstarrung laut einer experimentellen Wärmebehandlung (Kapitel 6.1.2) hochgeglüht. Anschließend wurden die Proben in drei Stiche warmgewalzt (Kapitel 6.1.3).

#### 6.1.1 Umschmelzen und Stranggießen

Die untersuchte Aluminiumlegierung wurde in Form einer Beizscheibe vom Industriepartner zur Verfügung gestellt. Diese Scheibe wurde mechanisch zerkleinert und in einem Laborofen (ITG Induktionstiegelofen für Nichteisenmetalle) am Institut für Nichteisenmetallurgie (MU Leoben) umgeschmolzen.

Zum Standardverfahren gehört die Spülgasbehandlung (Argon) von Aluminiumschmelzen. Sie wird bei Prozessen, bei denen die Bildung von kleinen Blasen einen wesentlichen Einfluss auf den Entgasungsvorgang hat (Aluminium: Entfernung von Wasserstoff) verwendet [59]

Abbildung 6-1 zeigt die experimentelle Strangguß-Kokille, die mit Wasser gekühlt wird. Damit werden die industriellen Bedingungen beim Stranggießen simuliert. Der einzige Unterschied zum industriellen Prozess besteht darin, dass das Versuchsgießen nicht kontinuierlich abläuft, d.h. die Probe muss nach jedem Gießversuch aus der Kokille herausgezogen werden. Aus den gegossenen Proben ( $20 \times 100 \times 300 \text{ mm}$ ) wurden die Walzproben ( $17 \times 100 \times 100 \text{ mm}$ ) gefertigt.



Abbildung 6-1: ITG Induktionsofen und wassergekühlte Kokille am Institut für Nichteisenmetallurgie (links) und Versuchsgießen von AA5083 (rechts).

Die gegossenen Proben wurden am CD-Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation metallographisch untersucht.

Für die metallographischen Untersuchungen an der Legierung AA5083 haben sich zwei Methoden besonders angeboten:

**Barker-Ätzung** [60]: Durch das Anlegen eines elektrischen Potentials wächst bei der Barker-Ätzung eine dünne anisotrope Oxidschicht, die unter polarisiertem Licht eine Gefügebetrachtung ermöglicht. Die Probe wird als Anode geschaltet und 55 Sekunden lang unter Einwirkung einer Spannung von 20V geätzt. Dabei kommt es neben der Ausbildung einer Deckschicht auch zu einer direkten Ätzung, die Körner im Aluminiummischkristall sichtbar macht [60]. Für die lichtmikroskopische Betrachtung wird ein  $\lambda$ -Plättchen eingesetzt (Abbildung 6-2).

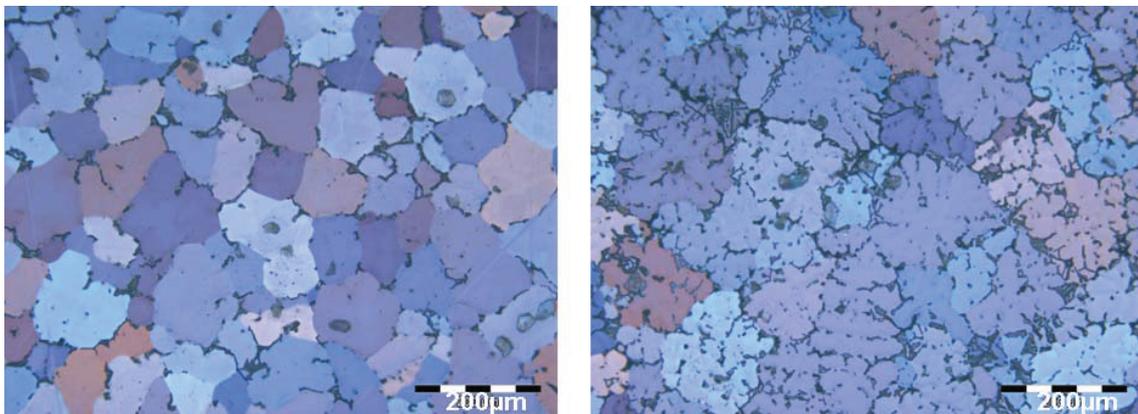


Abbildung 6-2: Gussgefüge der AA5083; Kornstruktur in der Probenmitte (links) und Dendriten in der Randzone (rechts).

**Dix-Keller-Ätzung** [61]: Mit dieser Ätzmethode lassen sich die Ausscheidungen sehr gut aufzeigen.

Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten chemischen Zusammensetzungen der Ätzlösungen sind in der Tabelle 6-1 dargestellt.

Tabelle 6-1: Angewandte Ätzverfahren

Ätzverfahren	chemische Zusammensetzung	Anmerkungen
Barker [60]	13g H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> 37 ml HF	elektrolytisches Ätzen Probe als Anode Zeit 55 s Spannung 20 V Flussrate 10 l/min ganze Lösung 1:20 verdünnt
DIX-Keller [61] <sup>10</sup>	12,6 ml 38% HF 15 ml 37% HCl 26,1 ml 65% HNO 974 ml dest. Wasser	chemisches Ätzen Ätzdauer 4-5 s ganze Lösung 1:1 verdünnt

Die Ätzung nach Dix-Keller zeigt, dass alle Proben grobe Primärausscheidungen, die sich während der Erstarrung beim Gießen bilden, aufweisen (Abbildung 6-3).

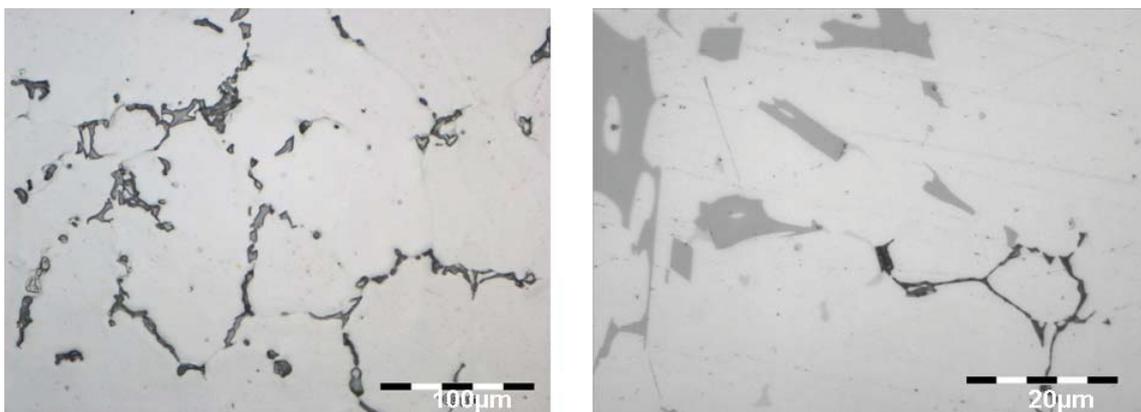


Abbildung 6-3: Lichtmikroskopische Untersuchungen der Primärausscheidungen im Gussgefüge der AA5083.

<sup>10</sup> optimiert nach Angaben der Fa. AMAG rolling GmbH

Im Rahmen der energiedispersiven Röntgenanalyse (engl.: Energy Dispersive X-ray Analysis, EDX) an Institut für Metallkunde und metallische Werkstoffe (MU Leoben) wurde die chemische Zusammensetzung von 2 Primärausscheidungen (siehe Abbildung 6-3) bestimmt (Abbildung 6-4).

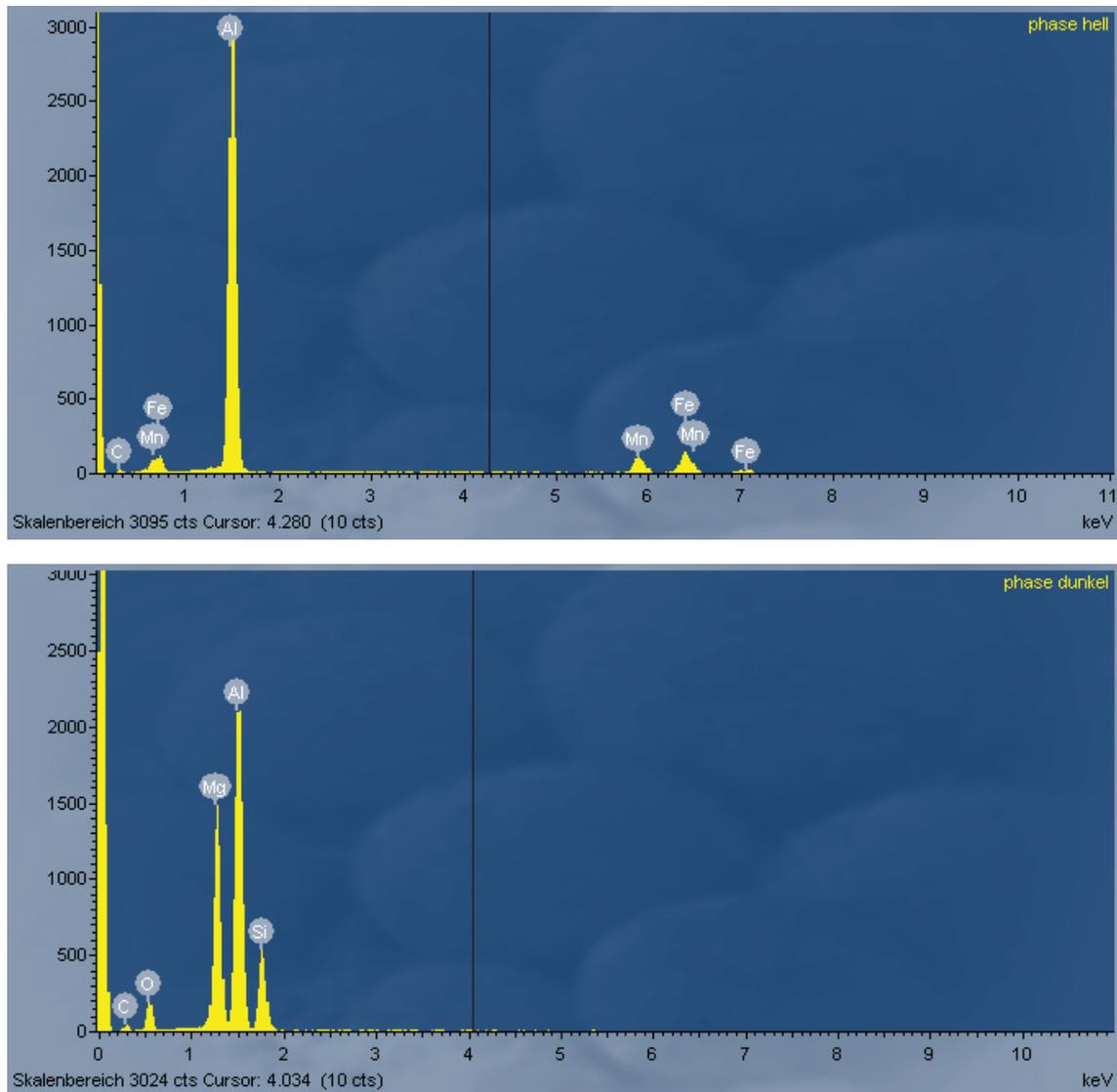


Abbildung 6-4: EDX-Analyse von 2 Primärausscheidungen in der Legierung 5083. Helle Phase (oben) und Dunkle Phase (unten).

Auf Grund der chemischen Zusammensetzung der Primärausscheidungen (hell und dunkel) und der Literaturrecherchen kann man vermuten, dass die dunklen Ausscheidungen der  $Mg_2Si$ -Phase und die hellen Ausscheidungen der  $Al_6(Fe, Mn)$ -Phase entsprechen.

Auf Grund des Al-Mg-Mn-Phasendiagramms sollten sich  $Al_6Mn$ -Partikeln bilden. Die Fe-Atome haben einen kleineren Atomradius als die Mn-Atome (Fe:  $0,226nm$  und Mn:  $0,320nm$ ). Die Fe-Atome ersetzen deshalb die Mn-Atome. Es gilt folgende Transformation:  $Al_6Mn \rightarrow Al_6(Fe, Mn)$ .

### 6.1.2 Hochglühung (Homogenisieren)

Vor dem Warmwalzen der industriellen Aluminiumlegierungen wird die Homogenisierung durchgeführt. Diese thermische Behandlung hat folgende Ziele [3], [63], [64], [65]:

- Abbau von Gusseigenstressungen;
- Erzielung einer gleichmäßigen Verteilung von Legierungselementen im Mischkristall vor dem Walzen;
- Vergrößerung und Abrundung der relativ großen Heterogenitäten im Gussgefüge;
- Bildung von sekundären Teilchen an der Korngrenze für die Steuerung der Korngröße beim Walzen.

Taleff und Henshall [66] berichten über einen negativen Einfluss der intermetallischen Teilchen auf die Umformbarkeit der Al-Mg-Legierungen dadurch, dass sie Hohlräume und eine bimodale Korngrößenverteilung hervorrufen. Kao und Wang [67] haben festgestellt, dass die plastischen Eigenschaften der Al-5%Mg-Legierungen von der Ausscheidungsdichte an den Korngrenzen abhängig. Die Literaturanalyse bezüglich des Einflusses von Mn auf das Gefüge und die Eigenschaften der Al-Mg-Legierungen zeigt die Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und den Homogenisierungsparametern (Temperatur, Haltezeit).

Elektronenmikroskopische Untersuchungen der Legierung 5083 (Homogenisierung 500°C/12h) [68] haben das Vorhandensein von folgenden intermetallischen Phasen gezeigt:  $Al_6(Fe,Mn)$ ,  $Al_{18}Cr_2Mg_3$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Ti_2B$ ,  $Mg_3Al_2$ . Bei den gegebenen Homogenisierungsbedingungen sind die genannten Partikeln meistens nadelförmig.

Eine Erhöhung der Homogenisierungstemperatur führt zur Spheroidisation der intermetallischen Phasen und zur Abnahme der Menge von  $Al_{18}Cr_2Mg_3$ - und  $Mg_2Si$ -Partikeln. Eine Erhöhung der Haltezeit hat eine vollständige Koagulation der  $Al_6(Fe, Mn)$ -Partikeln zur Folge. Diese Partikeln sind elipsenförmig und scheiden sich an den Korngrenzen aus.

Lee und Wu [69] haben festgestellt, dass sich nach der Homogenisierung der Legierung 5083 innerhalb des Kornes nadelförmige  $Al_4Mn$ -Partikeln ausscheiden und an den Korngrenzen gleichachsige  $Al_6Mn$ -Phasen.

Alle Walzproben wurden im Kammerofen *CARBOLITE* (Typ CWF, BWF & RWF) laut der experimentellen Wärmebehandlung (Abbildung 6-5) geglüht und aus der Homogenisierungshitze direkt gewalzt.

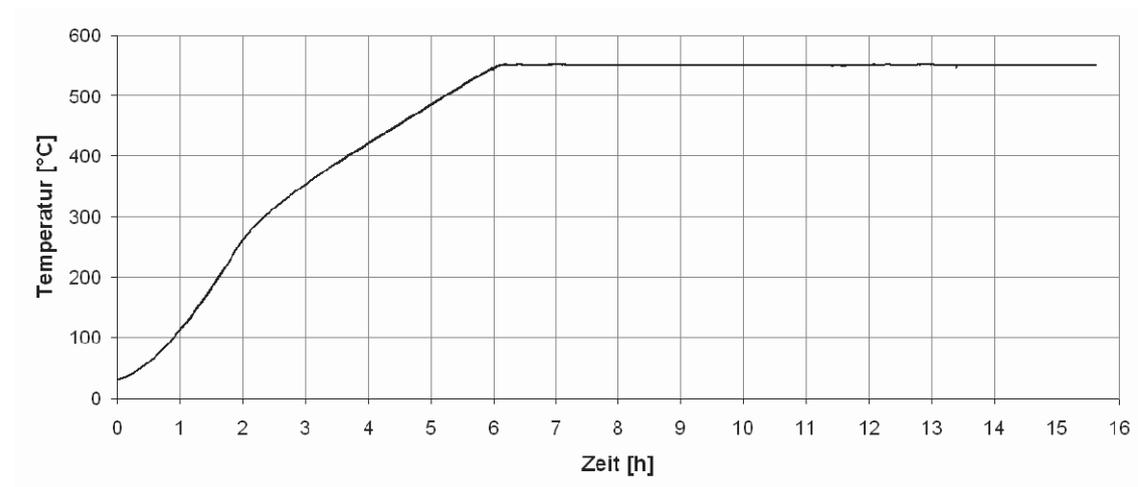


Abbildung 6-5: Mittels Thermoelementen gemessene Probestemperatur

Eine der homogenisierten Proben wurde in Wasser abgeschreckt, um die Gefügeänderungen zu analysieren.

Das homogenisierte Gefüge weist einen relativ hohen Anteil an groben Ausscheidungen mit einer mittleren Partikelgröße von 5 bis 10  $\mu\text{m}$  und eine geringe Menge an dispersen Phasen auf (Abbildung 6-6). Es ist aus Literatur bekannt, dass disperse Phasen in der Aluminiumlegierung 5083 in Form von Cr-haltigen Teilchen ( $\text{Al}_7\text{Cr}$  oder  $\varepsilon\text{-AlCrMgMn}$ ) auftreten.

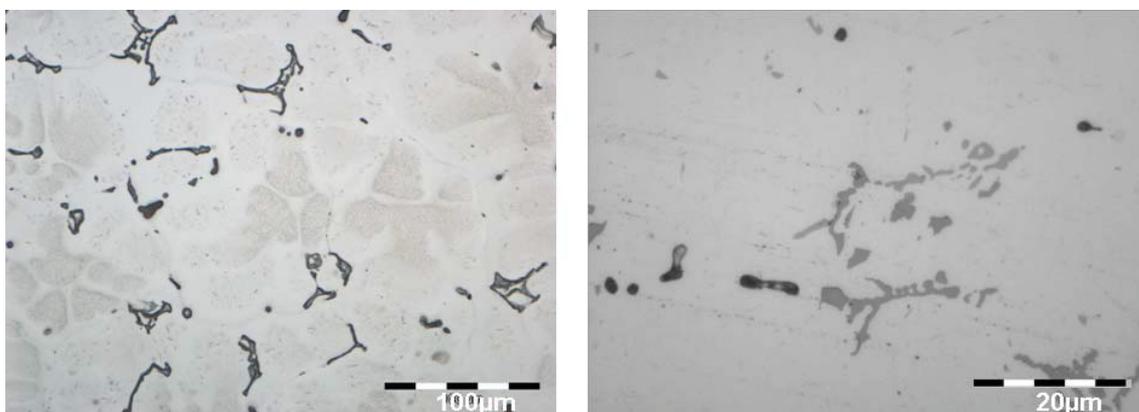


Abbildung 6-6: LIM - Untersuchungen einer homogenisierten Probe von AA5083.

Einer der Schwerpunkte dieser Arbeit war die Bestimmung der Teilchengröße und des Volumenanteils von dispersen Phasen, weil diese Information für das Mikrostrukturmodell von großer Bedeutung ist.

Die Ausscheidungskinetik wurde für die vorgegebene Homogenisierung (Abbildung 6-5) mittels MatCalc (siehe Kapitel 4.4) berechnet.

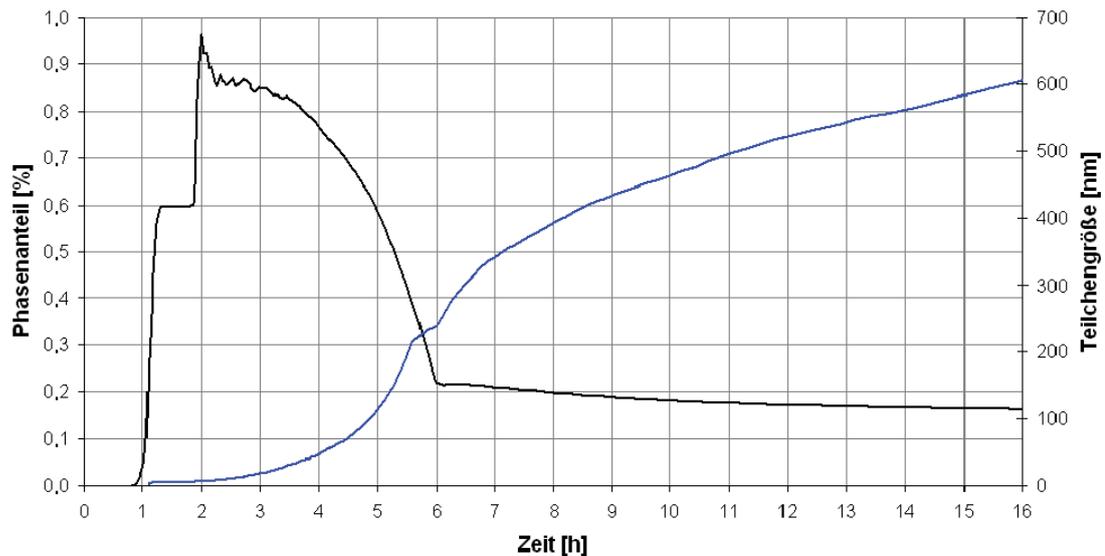


Abbildung 6-7: *MatCalc*-Berechnungen des Volumenanteils und der Teilchengröße von dispersen Phasen ( $\epsilon$ -*AlCrMgMn*) während der experimentellen Wärmebehandlung.

Wie aus der Abbildung 6-7 ersichtlich, bilden sich die ersten *AlCrMgMn*-Ausscheidungen schon bei einer Temperatur von 100°C. Beim Aufheizen auf 300°C (nach 2h laut der experimentellen Wärmebehandlung) erreicht der Phasenanteil seinen maximalen Wert von ca. 1%. Eine weitere Temperaturerhöhung bewirkt eine Teilchenvergrößerung und eine dementsprechende Verringerung des Volumenanteils, der im Anschluss an die Homogenisierung 0,2% beträgt.

Auf Grund der kurzen Prozesszeit nach dem Umformschritt (im Vergleich mit der Homogenisierung) wurden die ermittelten Ausscheidungsparameter während der Walzsimulation als konstant angenommen.

Ein wichtiger Inputparameter für die Gefügesimulation ist die Ausgangskorngröße. Die Barker-Ätzung macht die Körner in der homogenisierten Probe sichtbar (Abbildung 6-8 oben). Dadurch kann die Korngrößenverteilung mittels Bildanalyse (Auflichtmikroskop der Fa. *Olympus* mit der Software „*analySIS auto*“) ausgewertet werden und in Form der Gauss-Verteilung dargestellt werden (Abbildung 6-8 unten). Die mittlere Korngröße beträgt 100  $\mu\text{m}$ .

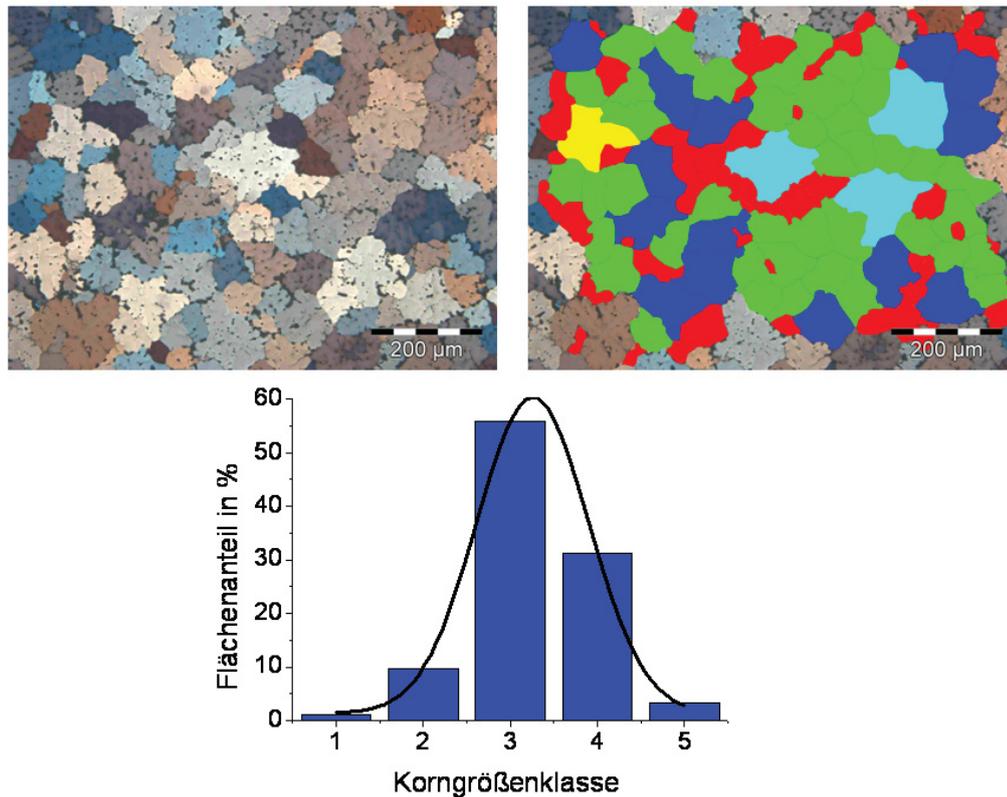


Abbildung 6-8: Lichtmikroskopische Analyse der Korngrößenverteilung (**Klasse 1**:  $<10\mu\text{m}$ ; **2**:  $10\text{-}50\mu\text{m}$ ; **3**:  $50\text{-}90\mu\text{m}$ ; **4**:  $90\text{-}130\mu\text{m}$ ; **5**:  $>130\mu\text{m}$ ).

### 6.1.3 Warmwalzen

Zur Verifikation des physikalischen Modells wurden Walzversuche im Labormaßstab am Versuchswalzwerk der AMAG rolling GmbH durchgeführt (Tabelle 6-2).

Tabelle 6-2: Technische Daten des Versuchswalzwerkes der AMAG rolling

<b>DUO Versuchswalzgerüst</b>	<b>Typ BW 300</b>
Carl Watzel, Mühlacken Deutschland	Baujahr 1967
Ballenlänge	300 mm
Walzendurchmesser	250 mm
Motorleistung	45 kW
max. Drehzahl	40 U/min
max. Walzkraft	580 kN

Die Walzentemperatur wurde auf  $100^{\circ}\text{C}$  (Streubereich  $\pm 2^{\circ}\text{C}$ ) eingestellt. Der Walzschmierstoff wurde aus dem Fertigungsprozess (Houghton Tandemon AG 298F, 5% E-

mulsion mit destilliertem Wasser gemischt, Einsatztemperatur  $60^{\circ}\text{C}\pm 5^{\circ}\text{C}$ ) genommen. Es wurden zwei Versuchsreihen festgelegt, die jeweils unterschiedliche Walzgeschwindigkeiten untersuchen. Der Prozessdatensatz für das Warmwalzen ist in Tabelle 6-3 zusammengefasst.

Tabelle 6-3: Prozessdaten Warmwalzen von AA5083

Prozessdaten	Anfangsdaten	1. Stich	2. Stich	3. Stich
Breite in mm	100	100	100	100
Länge in mm	100	121,4	154,5	188,8
Dicke in mm	17	14	11	9
Walzguttemperatur in $^{\circ}\text{C}$	530	430	350	260
Abnahme in %	-	17,6	21,4	18,2
Walzentemperatur in $^{\circ}\text{C}$	-	100	100	100
Walzengeschwindigkeit U/min	-	5	5	5
Pausenzeit bis zum nächsten Stich in s	-	15	15	15

Um einen stationären Umformzustand (unabhängig vom vorderen und hinteren Ende der Walzprobe) zu erreichen, sollte eine Länge des Werkstücks mindestens fünf Mal der gedrückten Länge  $l_d$  im Walzspalt entsprechen:

$$l_d \approx \sqrt{R_W \Delta h} \quad (6.1)$$

dabei ist  $R_W$  der Walzenradius und  $\Delta h = h_0 - h_1$  die Differenz der Dickenabnahme.

Für den ersten Stich ergibt sich:

$$l_d = \sqrt{125 \cdot 3} = 19,36 \text{ mm}$$

Man kann feststellen, dass die Anfangslänge der Walzprobe (100 mm) die Bedingung des stationären Umformzustandes vollständig erfüllt.

Der Umformgrad ist für die Mikrostrukturentwicklung ein entscheidender Faktor. Die maximale Stichabnahme ist durch die Maximalkraft des Versuchswalzwerkes limitiert und betrug im ersten Stich 3 mm.

Die maximale Walzgeschwindigkeit wurde durch die Neigung des untersuchten Materials zur Rissbildung bei hohen Geschwindigkeiten auf 5 U/min begrenzt.

Das experimentelle Warmwalzen von Proben mit gegebener Geometrie ist bei niedrigen Umformgeschwindigkeiten auf Grund einer raschen Abkühlung für die Untersuchung der SRX nicht relevant.

Um die Gefügeentwicklung während des mehrstufigen Walzens genau zu verifizieren, wurden die Proben in Wasser gemäß Tabelle 6-4, so abgeschreckt, dass nach jedem Stich eine Probe für eine Gefügeanalyse zur Verfügung stand. Dadurch kann die Substruktur sowie der SRX-Anteil analysiert werden.

Tabelle 6-4: Versuchsprogramm Walzversuche AA5083

Probe	Prozess <sup>11</sup>						
1	W	A					
2	W	P	A				
3	W	P	W	A			
4	W	P	W	P	A		
5	W	P	W	P	W	A	
6	W	P	W	P	W	P	A

In Abbildung 6-9 sind eine undeformierte Walzprobe sowie die gewalzten Proben nach dem ersten, zweiten und dritten Stich gezeigt.

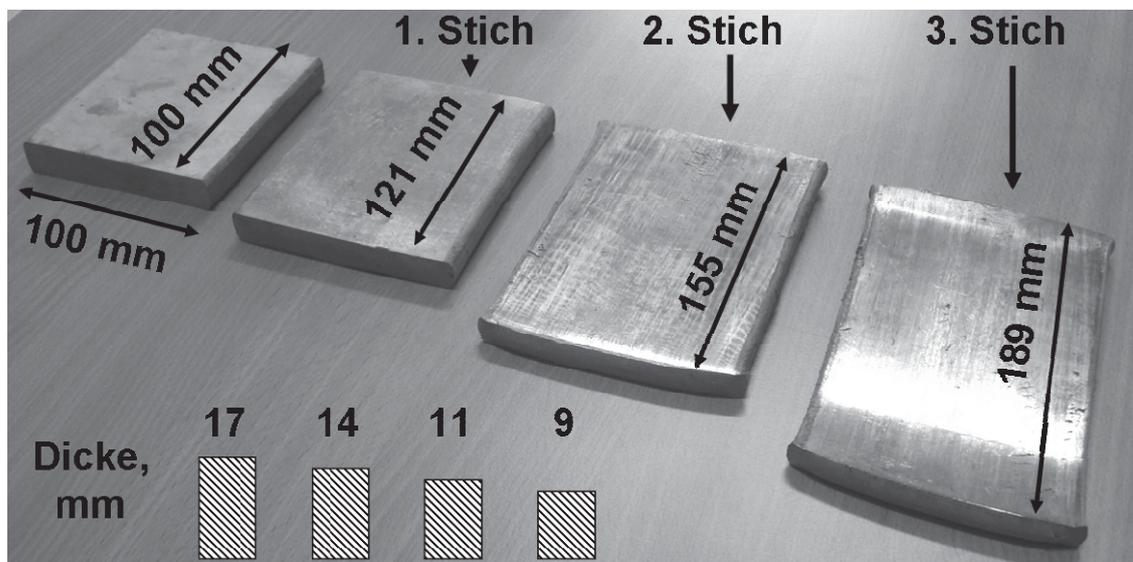


Abbildung 6-9: Anfangsgeometrie der undeformierten Walzprobe (links oben) und Walzproben einer dreistufigen Warmwalzung an AA5083. Die Dickenreduktion ist schematisch dargestellt (links unten).

<sup>11</sup> W – Walzstich; A – Abschrecken in Wasser; P – Pause an Luft

## 6.2 Simulation des Warmwalzens

In diesem Kapitel sollen die in den vorausgegangenen Abschnitten ermittelten Werkstoffmodelle in einer FEM-Simulation eines Warmwalzprozesses im Labormaßstab eingesetzt werden. Die Simulation erfolgte unter Kopplung der plastomechanischen Rechnung (siehe Kapitel 4.1) mit dem implementierten Gefügemodul (siehe Kapitel 4.2).

Eine Walzprobe ( $17 \times 100 \times 100 \text{ mm}$ ) aus AA5083 wurde in der Simulation in 3 Stichen reversierend warmgewalzt (Anfangsbedingungen laut Tabelle 6-3).

Die Koeffizienten für das plastomechanische Modell wurden im Kapitel 4.1 und für die Werkstoffmodelle im Kapitel 4.2 ermittelt (siehe Tabelle 4-1). Der Walzprozess wurde dreidimensional modelliert.

Das Walzgut wurde am Beginn der Simulation mittels einer speziellen Einrichtung, dem so genannten *Einstoßer* in den Walzspalt eingeschoben. Die Geometrie des Ausgangsmodus ist in Abbildung 6-10 dargestellt.

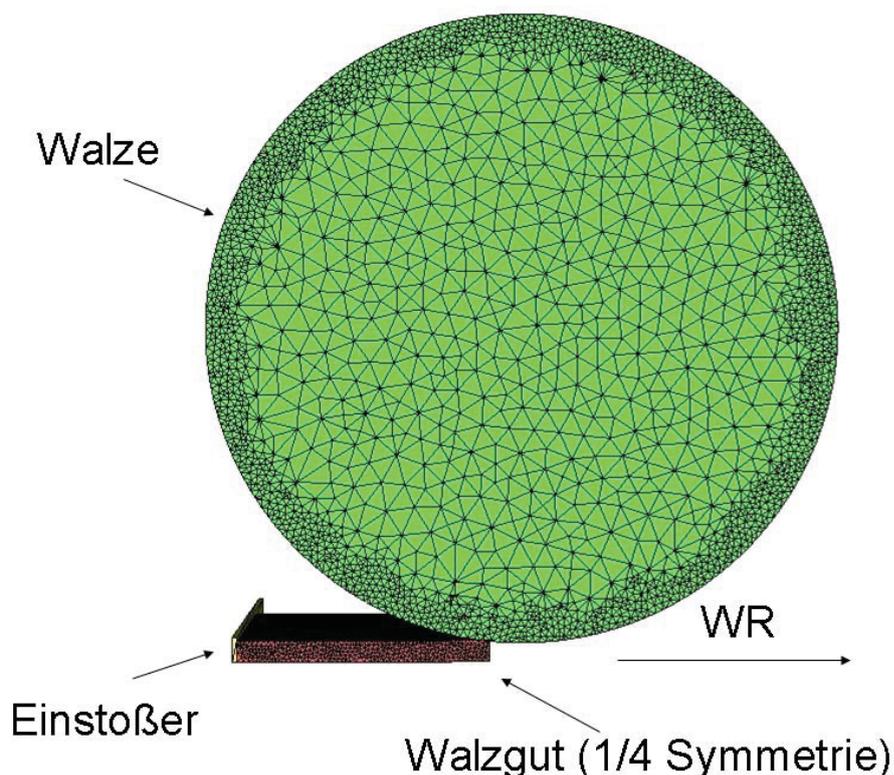


Abbildung 6-10: Die Geometrie des Walzmodells mit dem Netz (1/4 Symmetrie)

Um Rechenzeit einzusparen wurden in FORGE Symmetrien ausgenutzt und somit kann im vorliegenden Beispiel mit einer  $\frac{1}{4}$  Symmetrie gerechnet werden.

Nachdem der zu simulierende Walzprozess nur eine Annäherung darstellt, ist eine Diskretisierung mit Hilfe der FEM-Methodik notwendig um dynamische Probleme (somit

auch hohe Umformgrade) lösen zu könne. Dazu wird sowohl die Probe als auch die Walze mit einem stationären Netz belegt, das während der Verformung durch Remeshing automatisch erneut wird.

### 6.2.1 Simulationsergebnisse

Der Schwerpunkt der Mikrostruktursimulation liegt in der Beschreibung von SRX. Auf Grund der Anfangsbedingungen, die durch die experimentellen Walzversuche definiert wurden, zeigen die durchgeführten FEM-Simulationen, dass die SRX nur in der Pausenzeit nach dem ersten Stich auftritt. Infolgedessen ist der Fokus dieses Kapitel auf die Analyse der Mikrostrukturentwicklung während und nach dem ersten Walzstich gesetzt, um die Mechanismen der SRX in AA5083 besser zu verstehen.

Die wichtigsten Ergebnisse der plastomechanischen Simulation sind im Kapitel 4.1 beschrieben sowie einige Ergebnisse der Mikrostruktursimulation im Kapitel 4.2 dargestellt.

Wie man in Abbildung 4-14 sieht, tritt die höchste Versetzungsdichte im Bereich des maximalen lokalen Umformgrades, d.h. in der Oberschicht des Barrens auf. Mit steigender Versetzungsdichte erhöht sich die gespeicherte Energie (siehe Gl. 4.23), was zu einer verstärkten Ausbildung von potentiellen Keimbildungsplätzen (Abbildung 4-21) und damit einer erhöhten Rekristallisationsrate in der Pausenzeit in dieser Region führt. Die Abbildung 6-11 zeigt diesen Rekristallisationsprozess als Funktion der Pausenzeit zwischen dem 1. und 2. Walzstich. Es ist ein deutlicher Gradient zwischen dem rekristallisierten Anteil im Inneren der Walzprobe ( $X_{SRX} = 0,4$ ) und der Oberfläche ( $X_{SRX} = 1$ ) ersichtlich.

Mit steigendem rekristallisierten Anteil sinkt die mittlere Korngröße nach Gleichung 4.67 (Abbildung 6-12) und liegt in den Bereichen mit >100%igem rekristallisierten Anteil ( $X_{SRX} = 1$ ) zwischen 20 und 30  $\mu\text{m}$ .

Bei niedrigen Temperaturen (350°C nach dem 2. Stich und 260°C nach dem 3. Stich) reicht auch eine lange Haltezeit für die SRX nicht aus. Im Fall von höheren Temperaturen ist es möglich, ein unvollständig rekristallisiertes Gefüge zu erreichen.

Da die Pausenzeit auf 15 s begrenzt wurde, hat das Kornwachstum keinen signifikanten Einfluss auf die mittlere Korngröße. Die Korngrößenentwicklung bei längeren Pausenzeiten ist in Abbildung 4-24 dargestellt.

Die SRX-Kinetik und statisch rekristallisierte Korngröße sind in Abhängigkeit von der Pausenzeit in der Mitte der Walzprobe nach dem 1. Stich in Abbildung 6-13 dargestellt.

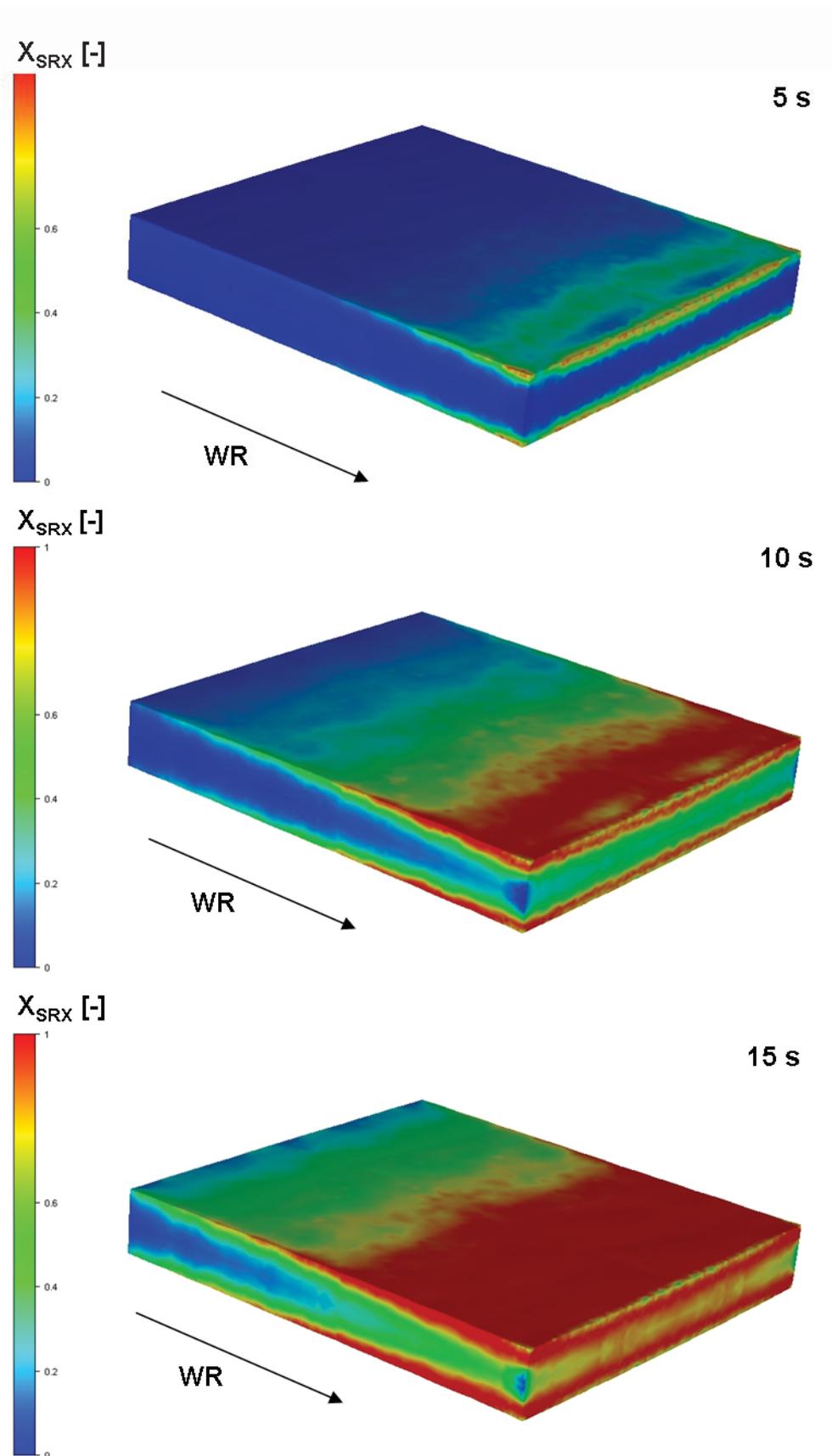


Abbildung 6-11: FEM-Berechnung des statisch rekristallisierten Anteils ( $X_{SRX}$ ) in der Pausenzeit (5, 10 und 15 s) nach dem ersten Stich.

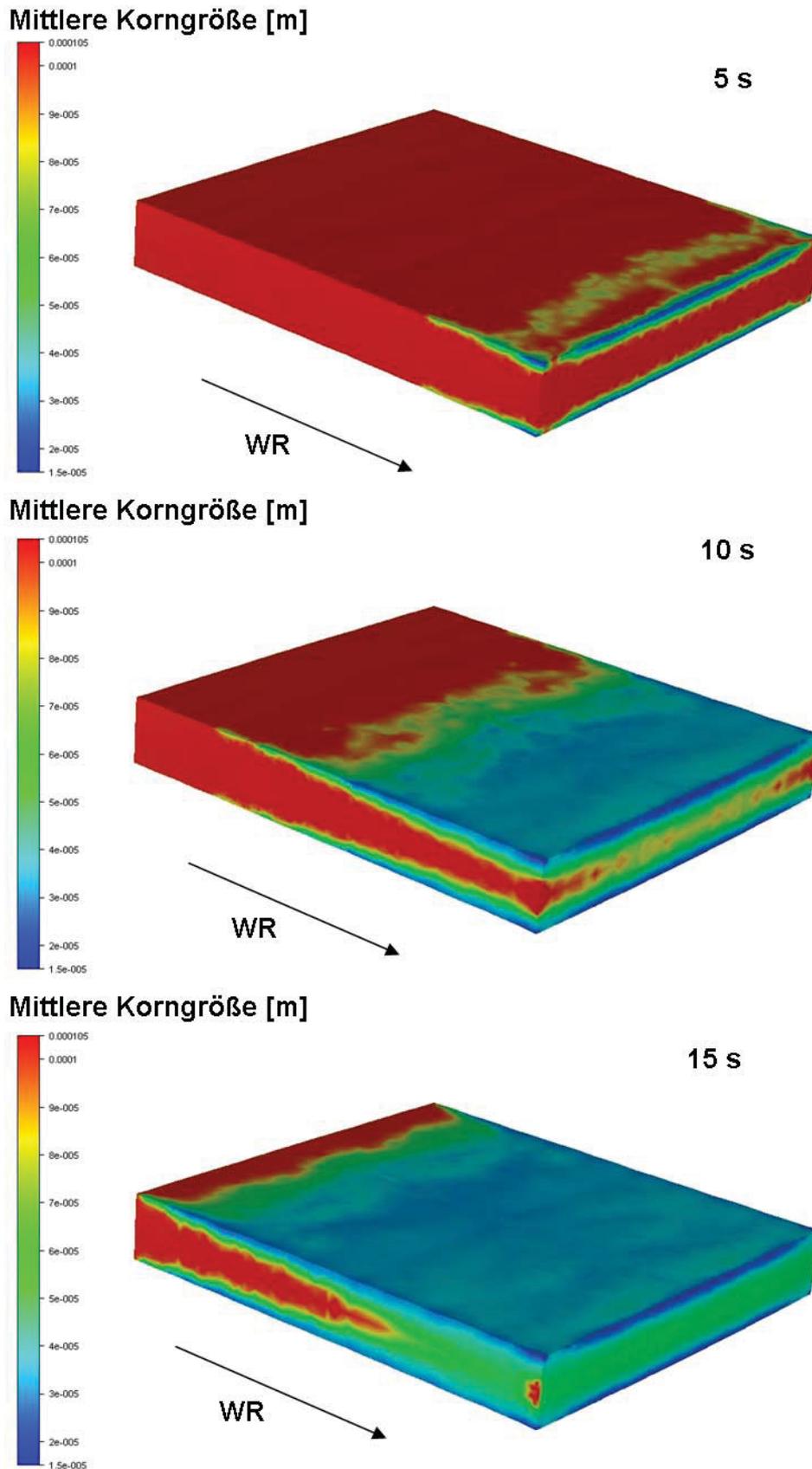


Abbildung 6-12: FEM-Berechnung der mittleren Korngröße während der SRX.

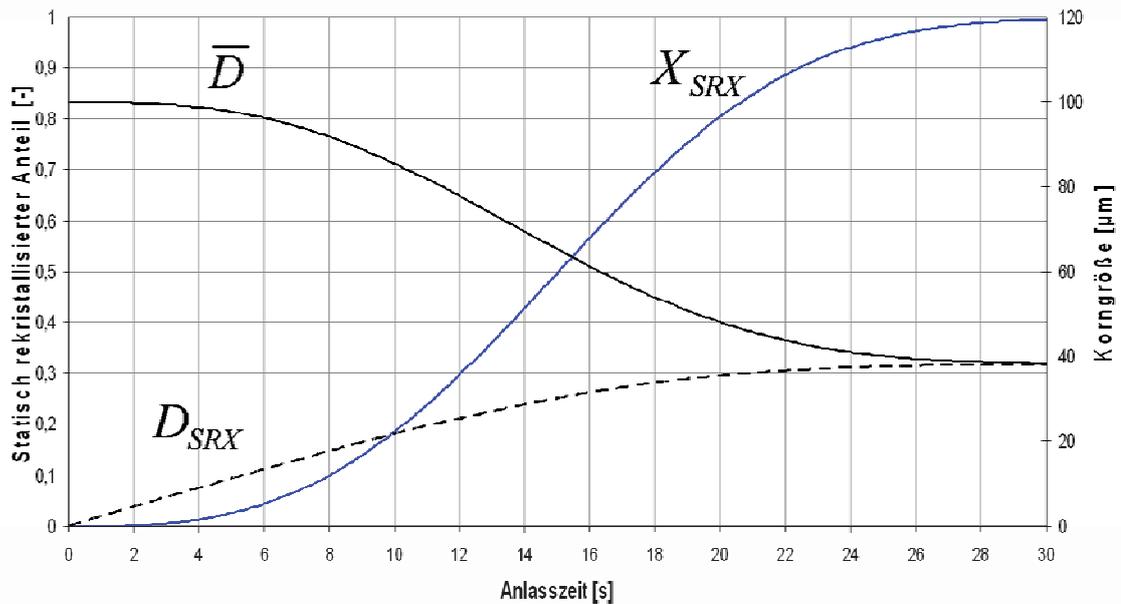


Abbildung 6-13: Berechnete SRX-Kinetik nach dem 1. Walzstich bei einer Temperatur von  $430^{\circ}\text{C}$  und einer Verformungsrate von  $1\text{s}^{-1}$ : statisch rekristallisierte Anteil ( $X_{SRX}$ ); rekristallisierte Korngröße ( $D_{SRX}$ ) und mittlere Korngröße ( $\bar{D}$ ).

Bei der Simulation ist es möglich, die Pausenzeit nach dem Verformungsschritt beliebig zu definieren. In diesem Fall wurde die Haltezeit so ausgewählt, dass die Struktur vollständig rekristallisiert ist.

Der Rekristallisationsgrad nach 15 s (experimentelle Bedingungen) erreicht einen Wert von 50%. Die Ausgangskorngröße von  $100\mu\text{m}$  nimmt mit dem steigenden SRX-Anteil kontinuierlich ab und beträgt nach der Pausenzeit (15 s)  $60\mu\text{m}$ . Wenn das Gefüge vollständig rekristallisiert wäre (nach 30 s), würde die mittlere Korngröße einen Wert von  $40\mu\text{m}$  erreichen.

Ein Vergleich mit dem gemessenen Gefüge wird im Kapitel 7.1.2 gezeigt.

## 7 Verifikation der aufgestellten Modelle

Zur Verifikation des physikalischen Modells wurden im Rahmen dieser Arbeit Gefügeuntersuchungen von gewalzten Proben (siehe Kapitel 6.1.3) mittels Analyse der rückgestreuten Elektronen (EBSD) am Zentrum für Elektronenmikroskopie der TU-Graz<sup>12</sup> durchgeführt. Diese Methode erlaubt die Bestimmung der lokalen Orientierung bzw. der Mißorientierung zwischen Körnern und Subkörnern. Verformungs- und Rekristallationsvorgänge lassen sich auf Grund der Orientierungsänderungen analysieren [70]. Die Verifikation bezieht sich hauptsächlich auf die Überprüfung der SRX-Kinetik.

### 7.1 Electron Backscatter Diffraktion (EBSD)

Die Analysen wurden mit dem EDAX-TSL System (SIT-Kamera, OIM™ 4,5 software) in Kombination mit DSM 982 Gemini (mit 20 keV bei 3,4 nA) erstellt. Vor den Untersuchungen wurden die Proben mit einer OP-U Suspension (Struers; Körnung 0,04 µm) 60 min lang poliert. Die Oberfläche wurde in einem Bereich von 800 x 800 µm (grob) und von 200 x 200µm (detailliert) gescannt. Die Charakterisierung der unterschiedlichen Körner bzw. ihrer Korngrenzen, erfolgt über die Messung von Punkten, die untereinander eine Missorientierung größer als 5° aufweisen. Um eine statistische Sicherheit zu erreichen müssen 6 Messpunkte innerhalb eines Durchmessers von 4 µm liegen.

Da die EBSD Methode relativ aufwendig ist, wurde nur eine begrenzte Anzahl der Proben präpariert. Jede Probe wurde aus der Mitte der gewalzten Platte entnommen, wie es in Abbildung 7-1 schematisch dargestellt ist.

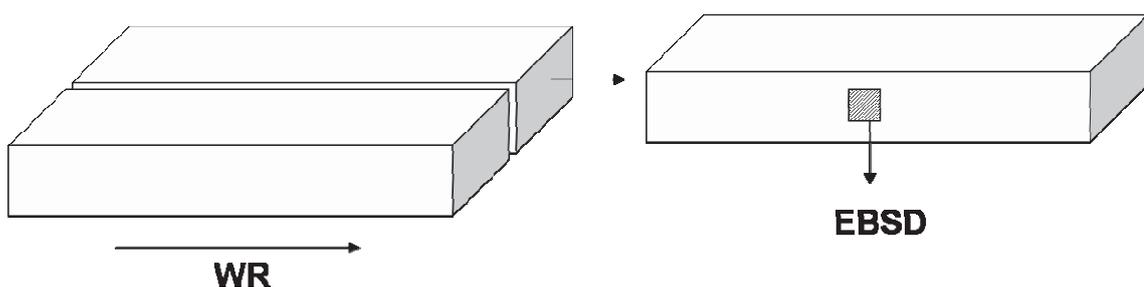


Abbildung 7-1: Schematische Skizze der Probenentnahme für die EBSD Analyse

<sup>12</sup> <http://www.felmi-zfe.tugraz.at/>

### 7.1.1 Charakterisierung der Substruktur

Da auf Grund der niedrigen Temperatur keine SRX in der Pausenzeit nach dem 2. und 3. Walzstich ausgelöst werden kann, wird das verformte Gefüge hauptsächlich durch SRV entfestigt.

Ergebnisse der Substrukturuntersuchung mittels EBSD sind in Abbildung 7-2 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die verformte Struktur ein dichtes Versetzungsnetz aufweist (Abbildung 7-2 links). Obwohl bei niedrigen Temperaturen (ca. 350°C) die SRX unterdrückt wird, bleiben Versetzungen noch relativ beweglich. Sie können ihre Gleitebenen verlassen und schlussendlich annihiliert werden. Dadurch nimmt die Versetzungsdichte stark ab (Abbildung 7-2 rechts).

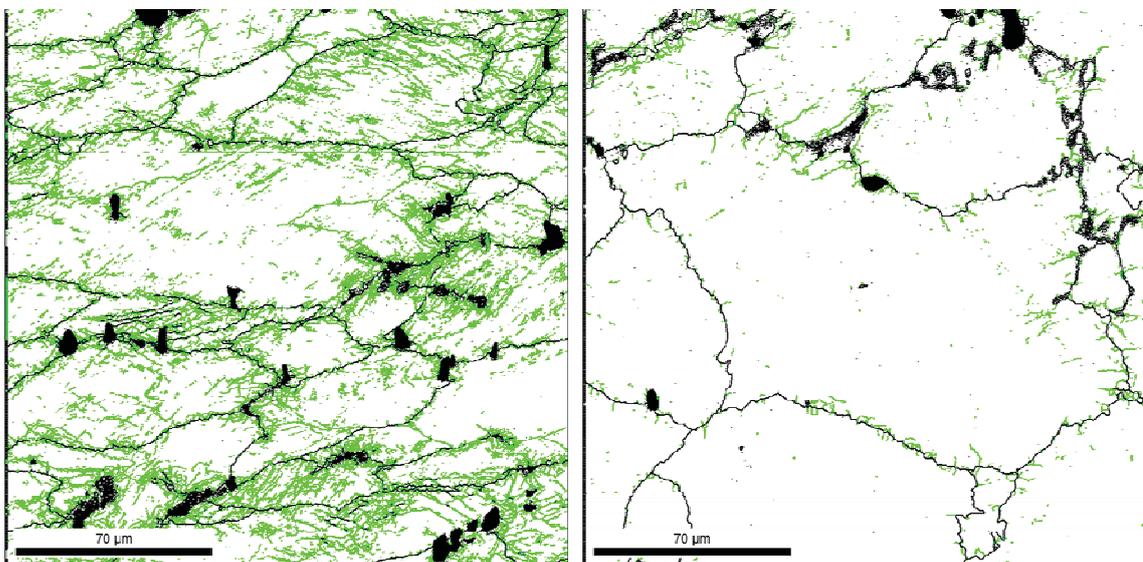


Abbildung 7-2: Versetzungsnetz (KWKG – grün; GWKG - schwarz) in einer Walzprobe direkt nach dem zweiten Stich (links) und nach 15 s Pausenzeit (rechts).

Die Gefügeanalyse nach dem dritten Walzstich zeigt keine Veränderungen in der Substruktur (Abbildung 7-3). Das Versetzungsklettern bei 260°C wird so verlangsamt, dass es auf die Gefügebildung keinen bedeutenden Einfluss mehr hat.

Zusammenfassend kann man sagen, dass die Subkorngröße bei Aluminiumlegierungen nicht immer aus EBSD-Bildern ausgewertet werden kann, wie in [71] für AA6082 berichtet wurde. Diese Tatsache erschwert die Überprüfung der Simulationsergebnisse. Die Verbesserung der Untersuchungstechniken mittels EBSD war nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

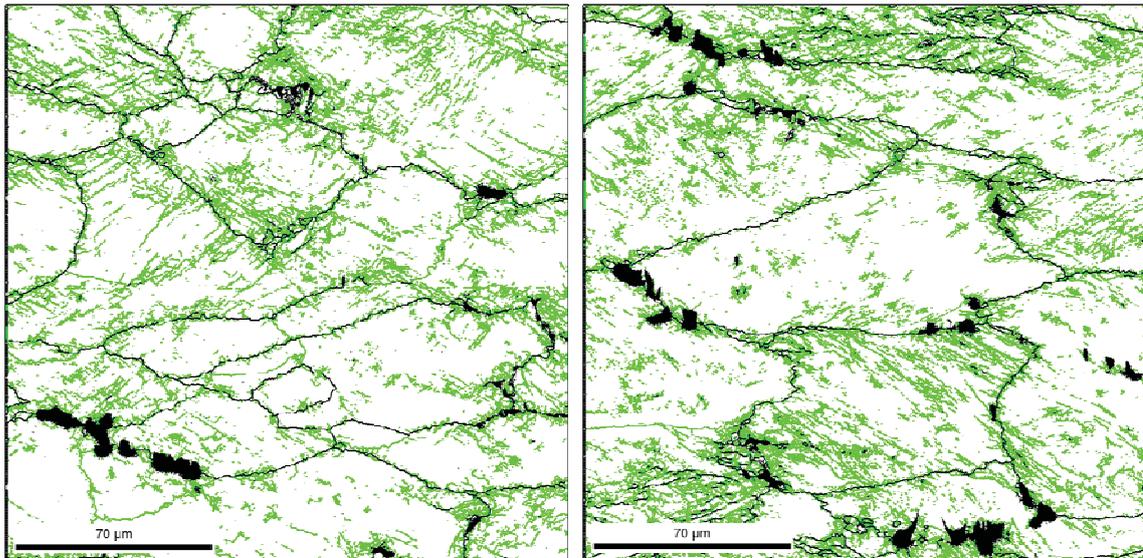


Abbildung 7-3: EBSD-Analyse der Substruktur (KWK – grün; GWK - schwarz) nach dem dritten Walzstich: nach der Verformung (links) und nach der Pausenzeit (rechts).

### 7.1.2 Ermittlung des statisch rekristallisierten Anteils

Die Unterscheidung zwischen rekristallisierten Körnern und verformtem Gefüge erfolgt über die Kornorientierungsänderung (engl.: Grain Orientation Spread, GOS), die in einer Häufigkeitsdarstellung über alle Körner (Abbildung 7-4) ausgewiesen wird. Als kritischer Winkel wird  $3^\circ$  für Aluminiumlegierungen angenommen [72], [73]. Daraus folgt, dass Körner, die eine GOS von  $<3^\circ$  über die Kornfläche haben, rekristallisierte Körner, alle darüber Verformungskörner sind.

Abbildung 7-5 zeigt EBSD-Bilder für die Auswertung des SRX-Anteils. Die Auswertung der mittleren Korngröße (Abbildung 7-5 links) gibt einen Wert von  $53 \mu\text{m}$ , der mit den Simulationsergebnissen ( $40\text{-}50 \mu\text{m}$ ) eine relativ gute Übereinstimmung hat (siehe Kapitel 6.2.1).

Wie aus der Abbildung 7-6 ersichtlich, stimmen die berechneten gesamten Keimdichten mit den experimentellen Daten nach dem ersten Walzstich qualitativ gut überein und zeigen die Zunahme der Keimdichte mit steigendem Zener-Hollomon-Parameter.

Das Auftreten von SRX in Walzproben nach dem 2. und 3. Stich wurde nicht nachgewiesen. Diese Aussage wurde auch durch die Simulationsergebnisse im Kapitel 6.2.1 bestätigt.

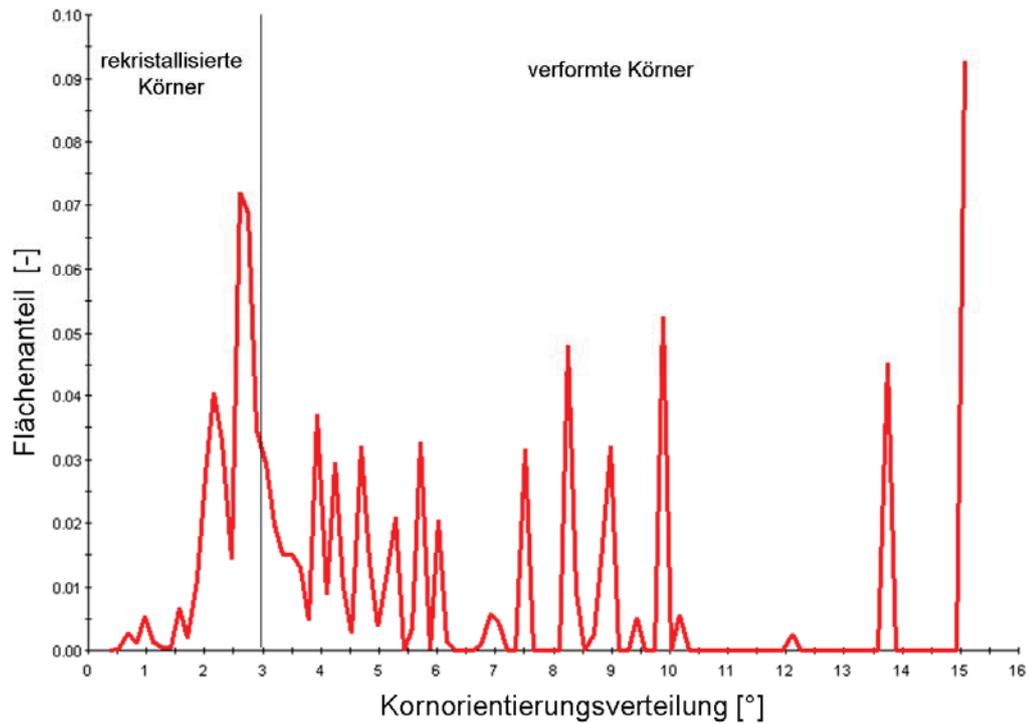


Abbildung 7-4: EBSD Analyse zur Kornorientierungsverteilung. Der erste Peak im Bereich 0 bis 3° zeigt den Anteil an Rekristallisationskörnern, die weiteren Peaks geben die Orientierung der verformten Körner an.

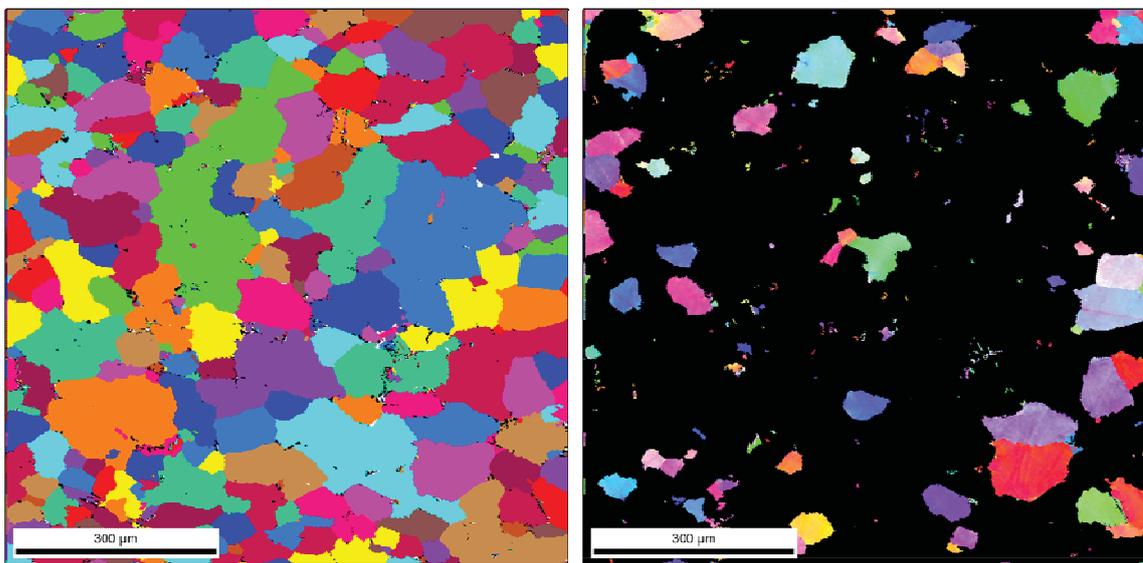


Abbildung 7-5: EBSD-Analyse der SRX in einer gewalzten Probe nach dem ersten Stich ( $T = 450^{\circ}\text{C}$ , Pausenzeit 15 s): Mischgefüge (links) und rekristallisierte Körner (rechts).

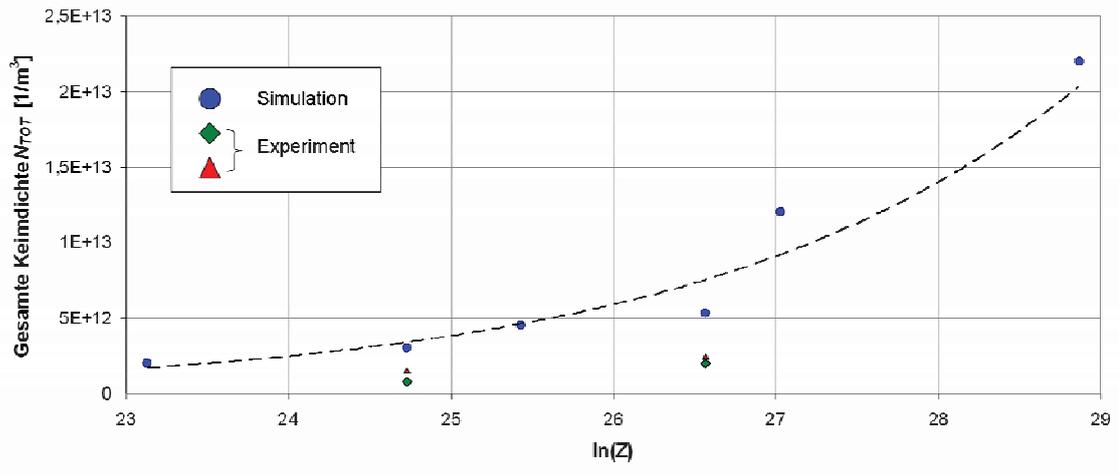


Abbildung 7-6: Gegenüberstellung von gemessenen und berechneten Keimdichten bei einer Verformung von 0,2.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

*„Eine Arbeit ist nicht dann vollkommen, wenn man nichts mehr hinzufügen, sondern nichts mehr weglassen kann“*

Antoine de Saint-Exupéry

Die Verbesserung der Produkteigenschaften ist immer mit der Analyse der Technologie sowie mit dem Verständnis der Werkstoffeigenschaften verbunden. Diese Erkenntnisse können mittels Simulation relativ schnell gewonnen werden.

Der Fokus der vorliegenden Arbeit wurde auf die Kopplung von plastomechanischen FEM-Simulationen mit verschiedenen Gefügemodellen gesetzt. Dabei handelt es sich um die physikalische Beschreibung der Mikrostrukturentwicklung während des Warmwalzens von Aluminiumlegierungen.

Die verwendeten physikalischen Ansätze umfassen die Beschreibung der Versetzungsdichteentwicklung mit drei Versetzungsklassen, der Subkornstrukturentwicklung auf Grund der berechneten Versetzungsdichte, der Keimbildung an drei unterschiedlichen Keimbildungstellen und schlussendlich die Kinetik der SRX.

Da das Mikrostrukturmodell lokale Prozessvariable wie Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Temperatur von der plastomechanischen Simulationen übernimmt, spielen die Randwerte eine entscheidende Rolle. Deshalb wurden in dieser Arbeit sowie die notwendigen thermo-physikalischen Daten als auch die Fließkurven für die untersuchte Aluminiumlegierung 5083 experimentell bestimmt.

Mit dem Ziel, dass das aufgestellte Modell nicht nur bei experimentellen sondern auch bei industriellen Bedingungen eingesetzt werden soll, wurde ein mehrstufiger Warmwalzprozess im Labormaßstab abgebildet. Um die „Vorgeschichte“ des Materials zu berücksichtigen, wurde die untersuchte Legierung umgeschmolzen, gegossen und anschließend homogenisiert. Die Berechnung der Ausscheidungskinetik während der Homogenisierung erfolgte mittels des Programms MatCalc. Die ermittelten Daten wurden für die nachfolgende Gefügesimulation als Konstanten eingesetzt.

Die experimentelle Verifikation der Simulationsergebnisse erfolgte mit Hilfe der EBSD-Analyse. Dabei wurden die gewalzten Proben direkt nach dem Verformungsschritt und nach der Pausenzeit untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass die angewandte Struktursimulation reale Prozesse mit einer guten Übereinstimmung abbilden kann.

Die Auswertung der Subkornstruktur von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen erfordert eine eigene Studie.

Schlussendlich kann man sagen, dass das aufgestellte Gefügemodell durch weitere Untersuchung des Materials und durch die Optimierung von physikalischen Ansätzen noch verbessert werden kann. Folgende Schwerpunkte definieren erscheinen sinnvoll:

- Physikalische Beschreibung von Entfestigungsmechanismen durch das Quergleiten von Schraubenversetzungen auch bei niedrigeren Temperaturen;
- Verbesserung von EBSD-Techniken für die Analyse der Substruktur;
- Entwicklung eines besseren physikalischen Verständnisses von Keimbildungsmechanismen der statischen Rekristallisation und ihre experimentelle Untersuchung.

Die Kopplung des Gefügemodells mit der Berechnung der Ausscheidungskinetik ist ein weiteres Verbesserungspotential für die Zukunft.

Der Rechenaufwand ist von der Komplexität des Modells stark abhängig und soll für den mehrstufigen industriellen Walzprozess minimiert werden. Dabei muss man Wege finden, um das Modell zu vereinfachen, ohne die Simulationsergebnisse zu beeinträchtigen.

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Mikro- und Makroskala für die Strukturmodellierung von Umformprozessen. ....	10
Abbildung 2-1: Schematische Darstellung des Gesamtkonzeptes für die mikrostrukturelle Simulation der Warmumformprozessen von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen. In dieser Arbeit wurden folgende Softwares für die Simulation verwendet: FORGE 2008 und MatCalc. ....	12
Abbildung 3-1: Aufspaltung einer Versetzung in Teilversetzungen und Stapelfehler im kfz Gitter, nach [4]. ....	17
Abbildung 3-2: Zustandsdiagramm Aluminium-Magnesium. ....	19
Abbildung 3-3: Einfluss des Mg-Gehaltes auf die Fließkurven von AlMg-Legierungen im Zustand weichgeglüht (0) mit Merkmalen von Lüdersdehnung [4]. ....	20
Abbildung 3-4: Gefügeänderung während des Warmwalzens. Das Ausgangsgefüge wird deformiert, es kommt zu einer Versetzungsanhäufung und Keimbildung. Daraus entsteht dynamische und im Anschluss statische Rekristallisation [9], [10]. ....	23
Abbildung 3-5: Prinzip der Annihilation (a) und der Dipolbildung (b) von Stufenversetzungen [12]. ....	24
Abbildung 4-1: Verteilung der Vergleichsspannung nach von Mises in AA5083 während des Walzprozesses, 1. Stich. ....	29
Abbildung 4-2: Verteilung der Verformungsgeschwindigkeit beim Warmwalzen von AA5083 und ein Längsprofil zur Erläuterung der Analogie mit dem „Schmiedekreuz“ beim Stauchen. ....	30
Abbildung 4-3: FEM-Berechnung der wahren Dehnung während der Warmwalzens von AA5083, 1. Stich. ....	30
Abbildung 4-4: FEM-Berechnung der Temperaturverteilung über das Walzgut während des Stiches von AA5083. Verformungsgeschwindigkeit – $1s^{-1}$ , anfängliche Proben temperatur – $530^{\circ}C$ ; Walzentemperatur – $100^{\circ}C$ . ....	32
Abbildung 4-5: FE-Berechnung der maximalen und minimalen Temperatur beim Warmwalzen von AA5083. Die Anfangstemperatur betrug $530^{\circ}C$ . ....	33
Abbildung 4-6: Der rekristallisierte Anteil (schraffiert) (a) und der fortschreitende rekristallisierte Anteil (schraffiert und querschraffiert) (b) [25]. ....	35
Abbildung 4-7: Versetzungsmodell nach Roters et al. [30] mit mobilen (Index m) sowie immobilen (Index im) Versetzungen im Subkorninneren und Versetzungen in den Subkorn Grenzen (Index w). ....	38
Abbildung 4-8: Fließkurven der Aluminiumlegierung 5083 bei $450^{\circ}C$ und $550^{\circ}C$ und einer Verformungsgeschwindigkeit von $10s^{-1}$ . Gegenüberstellung von gemessenen und berechneten Fließspannungswerten. ....	40
Abbildung 4-9: Lomer-Cottrell-Versetzung: Die Lomer-Cottrell-Versetzung ist an den schraffiert dargestellten Stapelfehler gebunden und kann daher nicht klettern [33]. ....	41

Abbildung 4-10: Versetzungsdichteentwicklung während der Warmumformung von AA5083 als Funktion der Verformung bei einer Temperatur von 500°C und einer Umformgeschwindigkeit von 10s <sup>-1</sup> .....	44
Abbildung 4-11: FEM-Berechnung der mobilen Versetzungsdichte $\rho_m$ beim Walzen von AA5083, 1. Stich. ....	44
Abbildung 4-12: FEM-Berechnung der Versetzungsdichte im Zelleninneren $\rho_{im}$ beim Walzen von AA5083, 1. Stich. ....	45
Abbildung 4-13: FEM-Berechnung der Versetzungsdichte in der Zellwand $\rho_w$ beim Walzen von AA5083, 1. Stich. ....	45
Abbildung 4-14: FEM-Berechnung der gesamten Versetzungsdichte $\rho_{tot}$ beim Walzen von AA5083, 1. Stich. ....	46
Abbildung 4-15: Schematische Darstellung der zunehmenden Zellwanddicke durch die Versetzungslokalisierung (a) und des Subkornwachstums durch die Versetzungsreduktion (b). ....	47
Abbildung 4-16: Modellierung der Subkornstrukturentwicklung während der Warmumformung von Aluminiumlegierung 5083 bei einer Temperatur von 500°C. ....	49
Abbildung 4-17: FEM-Simulation der Subkornstrukturentwicklung beim Walzen von AA5083, 1. Stich. ....	49
Abbildung 4-18: Schematische Darstellung eines wachstumsfähigen Rekristallisationskeims in einem deformierten Gefüge [12]. ....	50
Abbildung 4-19: Schematische Darstellung des Keimbildungsmechanismus an deformierten Körner mit kubischer Textur [26]. ....	52
Abbildung 4-20: Anstieg der potentiellen Keimzahl für SRX während der Warmumformung von AA5083 als Funktion der Verformung $\phi$ bei einer Temperatur von 500°C und einer Umformgeschwindigkeit von 1s <sup>-1</sup> .....	54
Abbildung 4-21: FEM-Berechnung der Gesamtdichte von Keimen $N_{TOT}$ beim Warmwalzen von AA5083, 1. Stich. ....	55
Abbildung 4-22: Einfluss der Umformparameter auf die Keimbildung. ....	55
Abbildung 4-23: Dichte von Subkörnern an den Korngrenzen als Funktion der Dehnungsrate. ....	56
Abbildung 4-24: Korngröße $D$ als Funktion der Temperatur und Anlasszeit in AA5083 mit einer Ausgangskorngröße von 50 $\mu$ m. Die punktierten Linien zeigen den Einfluss der rücktreibenden Kraft der Ausscheidungen auf das KW ( $Fv=0,018$ und $r=600\text{ nm}$ ). ....	57
Abbildung 4-25: Flussdiagramm der Mikrostrukturberechnung unter Verwendung der metallphysikalischen Ansätzen. ....	60
Abbildung 4-26: Zusammenhänge zwischen den MatCalc-Komponenten. ....	62
Abbildung 5-1: TMTS SERVOTEST am Lehrstuhl für Umformtechnik (MU Leoben). ....	64
Abbildung 5-2: Arbeitsprinzip des Warmumformsimulators. ....	64
Abbildung 5-3: Fast-Thermal-Treatment-Unit. Die Vergrößerung zeigt eine eingespannte Rastegaevprobe, die mit einem Thermoelement Typ K bestückt ist. ....	65

Abbildung 5-4: Konstruktionszeichnung einer Rastegaevprobe. $H_0 = 18,0_{+0,05} \text{ mm}$ , $D_0 = 12,0_{-0,05} \text{ mm}$ , $H_1 = 18,6_{+0,05} \text{ mm}$ , $D_1 = 10,8_{+0,05} \text{ mm}$ , $u = 0,6 \text{ mm}$ , $t = 0,3$ $\text{mm}$ , $d = 1,1 \text{ mm}$ .....	66
Abbildung 5-5: Schematischer Temperatur-Zeit Verlauf der Aufnahme der Warmfließkurven. ....	67
Abbildung 5-6: Optimierung der nicht-isothermen Fließkurven (punktierter Linie) in isotherme Fließkurven (Linie). ....	68
Abbildung 5-7: Beispiele für optimierte Warmfließkurven für AA5083. ....	69
Abbildung 5-8: Elastizitätsmodul der AA5083 als Funktion der Temperatur.....	70
Abbildung 5-9: Messdaten der spezifischen Wärmekapazität von AA5083.....	72
Abbildung 5-10: Temperaturleitfähigkeit als Funktion der Temperatur für AA5083 ....	72
Abbildung 5-11: Die experimentell bestimmten Werte für die Dichte der AA5083.....	73
Abbildung 5-12: Wärmeleitfähigkeit der AA5083 als Funktion der Temperatur. ....	73
Abbildung 6-1: ITG Induktionsofen und wassergekühlte Kokille am Institut für Nichteisenmetallurgie (links) und Versuchsgießen von AA5083 (rechts). ....	76
Abbildung 6-2: Gussgefüge der AA5083; Kornstruktur in der Probenmitte (links) und Dendriten in der Randzone (rechts). ....	76
Abbildung 6-3: Lichtmikroskopische Untersuchungen der Primärausscheidungen im Gussgefüge der AA5083.....	77
Abbildung 6-4: EDX-Analyse von 2 Primärausscheidungen in der Legierung 5083. Helle Phase (oben) und Dunkle Phase (unten).....	78
Abbildung 6-5: Mittels Thermoelementen gemessene Proben temperatur ..... 80	80
Abbildung 6-6: LIM - Untersuchungen einer homogenisierten Probe von AA5083. ....	80
Abbildung 6-7: <i>MatCalc</i> -Berechnungen des Volumenanteils und der Teilchengröße von dispersen Phasen ( $\epsilon$ -AlCrMgMn) während der experimentellen Wärmebehandlung. ....	81
Abbildung 6-8: Lichtmikroskopische Analyse der Korngrößenverteilung ( <b>Klasse 1:</b> $<10\mu\text{m}$ ; <b>2:</b> $10\text{-}50\mu\text{m}$ ; <b>3:</b> $50\text{-}90\mu\text{m}$ ; <b>4:</b> $90\text{-}130\mu\text{m}$ ; <b>5:</b> $>130\mu\text{m}$ ). ....	82
Abbildung 6-9: Anfangsgeometrie der undeformierten Walzprobe (links oben) und Walzproben einer dreistufigen Warmwalzung an AA5083. Die Dickenreduktion ist schematisch dargestellt (links unten). ....	84
Abbildung 6-10: Die Geometrie des Walzmodells mit dem Netz (1/4 Symmetrie).....	85
Abbildung 6-11: FEM-Berechnung des statisch rekristallisierten Anteils ( $X_{SRX}$ ) in der Pausenzeit (5, 10 und 15 s) nach dem ersten Stich. ....	87
Abbildung 6-12: FEM-Berechnung der mittleren Korngröße während der SRX. ....	88
Abbildung 6-13: Berechnete SRX-Kinetik nach dem 1. Walzstich bei einer Temperatur von $430^\circ\text{C}$ und einer Verformungsrate von $1\text{s}^{-1}$ : statisch rekristallisierter Anteil ( $X_{SRX}$ ); rekristallisierte Korngröße ( $D_{SRX}$ ) und mittlere Korngröße ( $\bar{D}$ ).....	89
Abbildung 7-1: Schematische Skizze der Probenentnahme für die EBSD Analyse ..... 90	90
Abbildung 7-2: Versetzungsnetz (KWKG – grün; GWKG - schwarz) in einer Walzprobe direkt nach dem zweiten Stich (links) und nach 15 s Pausenzeit (rechts). ....	91

---

Abbildung 7-3: EBSD-Analyse der Substruktur (KWKG – grün; GWKG - schwarz) nach dem dritten Walzstich: nach der Verformung (links) und nach der Pausenzeit (rechts). .....	92
Abbildung 7-4: EBSD Analyse zur Kornorientierungsverteilung. Der erste Peak im Bereich 0 bis 3° zeigt den Anteil an Rekristallisationskörnern, die weiteren Peaks geben die Orientierung der verformten Körner an. ....	93
Abbildung 7-5: EBSD-Analyse der SRX in einer gewalzten Probe nach dem ersten Stich ( $T = 450^{\circ}\text{C}$ , Pausenzeit 15 s): Mischgefüge (links) und rekristallisierte Körner (rechts). ....	93
Abbildung 7-6: Gegenüberstellung von gemessenen und berechneten Keimdichten bei einer Verformung von 0,2. ....	94

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-1: Physikalische Eigenschaften von Reinaluminium Al99,99 bei 20°C .....	14
Tabelle 3-2: Gefügebausteine der Aluminiumlegierungen [4] .....	15
Tabelle 3-3: Athermische Komponenten der Schubspannung $\tau_I - \tau_4$ [8].....	21
Tabelle 4-1: Eingabeparameter für das plastomechanische Modell .....	32
Tabelle 4-2: Eingabeparameter für das Mikrostrukturmodell. ....	58
Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung der AA5083 in Gew.-%.....	63
Tabelle 6-1: Angewandte Ätzverfahren.....	77
Tabelle 6-2: Technische Daten des Versuchswalzwerkes der AMAG rolling .....	82
Tabelle 6-3: Prozessdaten Warmwalzen von AA5083 .....	83
Tabelle 6-4: Versuchsprogramm Walzversuche AA5083 .....	84

## Liste der Formelzeichen

Formelzeichen	Bezeichnung	Einheit
$a$	Simulationsparameter	[-]
$a_g$	Gitterkonstante	[m]
$b$	Burgers-Vektor	[m]
$B_t$	Konstante	[-]
$c$	Konzentration der gelösten Atome	[-]
$c_p$	spezifische Wärmekapazität	[J kg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
$C_C$	eine von der Anzahl der neuen Keimen an Körner mit kubischer Textur abhängige Konstante	[-]
$C_{GB}$	eine von der Anzahl der neuen Keimen an einer Korngrenze abhängige Konstante	[-]
$C_{PSN}$	eine von der Anzahl der neuen Keimen an einer Ausscheidung abhängige Konstante	[-]
$d_{annihil}$	kritische Länge für die Annihilation	[m]
$d_{climb}$	kritischen Länge für das Klettern	[m]
$d_{dipol}$	kritische Länge für die Dipolbildung	[m]
$d_{lock}$	kritische Länge für die Bildung von Lomer-Cottrell Versetzungen	[m]
$D$	Korngröße	[m]
$\bar{D}$	mittlere Korngröße	[m]
$D_{SRX}$	rekristallisierte Korngröße	[m]
$D_0^{diff}$	Diffusionskonstante	[m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]
$D^{diff}$	Diffusionskoeffizient	[m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]
$E_0$	Elastizitätsmodul	[Pa]
$E^{(disl)}$	Linienenergie einer Versetzung	[J m <sup>-1</sup> ]
$E_{el}$	elastische Energie einer Versetzung	[J m <sup>-1</sup> ]
$E_{Kern}$	Energie des Versetzungskerns	[J m <sup>-1</sup> ]

$f$	Energieanteil, der in Wärme umgewandelt wird	[-]
$f_n$	Resonanzfrequenz	[Hz]
$f_w$	Volumenanteil der Zellwand	[-]
$F_V$	Volumenanteil der dispersen Ausscheidungen	[-]
$G$	Schubmodul	[Pa]
$h$	Versetzungsabstand in der KWKG	[m]
$j$	Sensitivität der Verformungsgeschwindigkeit	[-]
$k$	Wärmeleitfähigkeit	[W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
$k_B$	Boltzmann-Konstante	[J K <sup>-1</sup> ]
$k_f$	Fließspannung	[Pa]
$k_{fSS}$	stationäre Fließspannung	[Pa]
$k_y$	Hall-Petch-Materialkonstante	[MPa m <sup>1/2</sup> ]
$K$	Materialkonsistenz	[-]
$l_d$	gedrückten Länge	[m]
$l_{im}$	Versetzungsabstand im Zelleninneren	[m]
$l_p$	Teilchenabstandes der dispersen Phase	[m]
$l_w$	Versetzungsabstand in der Zellwand	[m]
$L$	eine Konstante, die die Ausscheidungsverteilung beschreibt	[m <sup>-1</sup> ]
$L_{eff}$	effektive Länge, die eine Versetzung zurücklegt, bis sie immobil wird	[m]
$m$	Mobilität der Korngrenzen	[m <sup>4</sup> J <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> ]
$M$	Taylor-Faktor	[-]
$n$	Anzahl der aktiven Gleitsysteme	[-]
$n_w$	Ordnungszahl der Schwingung	[-]
$N_0$	spezifische Anzahl der groben Ausscheidungen	[m <sup>-3</sup> ]
$N_C$	Anzahl der kubischen Keime im Volumen	[m <sup>-3</sup> ]
$N_{PSN}$	Anzahl der Keime an groben Ausscheidungen im Volumen	[m <sup>-3</sup> ]
$N_{TOT}$	gesamte Anzahl der Keime im Volumen	[m <sup>-3</sup> ]

$P_D$	gesamte gespeicherte Deformationsenergie	[J m <sup>-3</sup> ]
$P_D^{(disl)}$	gespeicherte Energie in Form von Versetzungen	[J m <sup>-3</sup> ]
$P_D^{(sub)}$	gespeicherte Energie in Form der Substruktur	[J m <sup>-3</sup> ]
$P_Z$	rekristallisationshemmende Kraft von dispersen Ausscheidungen (Zener Drag)	[J m <sup>-3</sup> ]
$P_\delta$	treibende Kraft des Subkornwachstums	[J m <sup>-3</sup> ]
$q$	von der Gleitgeschwindigkeit abhängiger Parameter	[-]
$\dot{q}_V$	viskoplastische Wärmedissipation	[-]
$Q_{def}$	Aktivierungsenergie für Deformation	[J mol <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
$r$	mittlerer Durchmesser eines Partikels der dispersen Phase	[m]
$r_0$	Größe des Versetzungskerns	[m]
$R_m$	universelle Gaskonstante	[J mol <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
$R_0$	Reichweite des Spannungsfeldes einer Versetzung	[m]
$R_C^0$	Anfangsvolumenanteil der kubischen Körner	[-]
$R_C$	Volumenanteil der kubischen Körner	[-]
$R_S$	Anteil der S-Deformationstextur	[-]
$R_W$	Walzenradius	[m]
$t$	Pausenzeit	[s]
$T$	Temperatur	[K]
$T_0$	Umgebungstemperatur	[K]
$U_g$	Aktivierungsenergie für das Versetzungsklettern	[J]
$U_t$	Aktivierungsenergie für das Schneiden von Waldversetzungen	[J]
$U_{GB}$	Aktivierungsenergie für die Korngrenzenwanderung	[J]
$v_S$	Gleitgeschwindigkeit (Werkzeug-Werkstück)	[m s <sup>-1</sup> ]
$V$	Aktivierungsvolumen	[m <sup>3</sup> ]

$X_{SRX}$	statisch rekristallisierter Anteil	[-]
$Z$	Anzahl der Versetzungen pro Flächeneinheit	[m <sup>-1</sup> ]
$Z_H$	Zener-Hollomon-Parameter	[s <sup>-1</sup> ]
$\alpha_1$ - $\alpha_5$	Konstanten	[-]
$\alpha_f$	viskoplastischer Reibungskoeffizient	[-]
$\alpha_U$	Wärmedurchgangskoeffizient zur Umgebung	[W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
$\beta_i$	Konstante	[-]
$\beta_w$	Konstante	[-]
$\gamma_{eff}$	effektive Grenzflächenenergie	[J m <sup>-2</sup> ]
$\gamma_{GB}$	spezifische Energie der GWKG	[J m <sup>-2</sup> ]
$\gamma_s$	spezifische Energie der KWKG	[J m <sup>-2</sup> ]
$\dot{\gamma}$	Scherdehnungsgeschwindigkeit	[s <sup>-1</sup> ]
$\delta$	Subkorngröße	[m]
$\delta_C$	mittlere Größe der kubischen Subkörner	[m]
$\delta_{cr}$	kritischer Keimradius	[m]
$\delta_{ss}$	Subkorngröße im stationären Zustand	[m]
$\varepsilon_r$	Emissionskoeffizient	[-]
$\zeta$	parelastische Wechselwirkung der gelösten Atome	[-]
$\eta$	dielastische Wechselwirkung der gelösten Atome	[-]
$\theta$	Missorientierung	[rad]
$\lambda$	mittlerer Abstand zwischen Hindernissen	[m]
$\Lambda$	Temperaturleitfähigkeit	[m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]
$\mu$	Konstante	[-]
$\nu$	Querkontraktionszahl	[-]
$\nu_D$	Debye-Frequenz	[Hz]
$\xi$	Wärmeübergangskoeffizient	[W m <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
$\rho^*$	Materialdichte	[kg m <sup>-3</sup> ]

$\rho_{im}$	immobile Versetzungen im Zelleninneren	$[\text{m}^{-2}]$
$\rho_m$	mobile Versetzungen	$[\text{m}^{-2}]$
$\rho_{tot}$	Gesamtversetzungsdichte	$[\text{m}^{-2}]$
$\rho_w$	immobile Versetzungen in der Zellwand	$[\text{m}^{-2}]$
$\sigma$	notwendige äußere Spannung	$[\text{MPa}]$
$\sigma_v$	Vergleichsspannung nach von Mises	$[\text{Pa}]$
$\underline{\underline{\sigma}}^t$	Spannungsdeviator	$[\text{Pa}]$
$\tau$	wirkende Scherspannung	$[\text{Pa}]$
$\tau^{(a)}$	athermische Komponente der Scherspannung	$[\text{Pa}]$
$\tau^{(t)}$	thermische Komponente der Scherspannung	$[\text{Pa}]$
$v$	mittlere Versetzungsgeschwindigkeit	$[\text{m s}^{-1}]$
$v_{climb}$	Geschwindigkeit der kletternden Versetzungen	$[\text{m s}^{-1}]$
$\varphi$	wahre Dehnung	$[-]$
$\dot{\varphi}$	Dehnungsrate	$[\text{s}^{-1}]$
$\underline{\underline{\dot{\varphi}}}$	Tensor der plastischen Verformungsgeschwindigkeit	$[\text{s}^{-1}]$
$\chi$	Wärmeeindringkoeffizient	$[\text{W s}^{1/2} \text{ m}^{-2} \text{ K}^{-1}]$
$\Psi$	Wachstumsrate der rekristallisierten Körner	$[\text{m s}^{-1}]$
$\omega$	Konstante	$[-]$

## Literaturverzeichnis

- [1] Karhausen, K. F.: „*Integrierte Prozess- und Gefügesimulation bei der Warmumformung*“, Dissertation, RWTH Aachen, (1994)
- [2] Brand, A.: „*Modellierung der Gefügeentwicklung bei der Warmumformung von Aluminiumlegierungen mit Hilfe phänomenologischer und metallphysikalischer Ansätze*“, Dissertation, RWTH Aachen, (1998)
- [3] Kammer, C.: „*Aluminium Taschenbuch*“, Bd. 1, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 16. Aufl., (2002)
- [4] Ostermann, F.: „*Anwendungstechnologie Aluminium*“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2. Aufl., (2007)
- [5] Seemann, H.J., Stavenow, F.: „*Röntgenographische Untersuchungen über das Auftreten von Stapelfehlern in verschiedenen Aluminiumlegierungen*“, Z. Metallkunde, V. 52 (1961) 667-670
- [6] Kuhlmann-Wilsdorf, D.: „*The connection between recovery and glide type in aluminium and Al-Mg*“, Material Science Forum, V. 331-337 (2000) 689-702
- [7] Doege, E., Behrens, B-A.: „*Handbuch Umformtechnik*“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, (2007)
- [8] Sommitsch, C.: „*Theorie und Modell der mikrostrukturellen Entwicklung von Nickel-Basis-Legierungen während des Warmwalzens – Die virtuelle Walzstrasse*“, Dissertation, TU Graz, (1999)
- [9] Weber, A.: „*Charakterisierung der Luftfahrtlegierung AA7050 zur Optimierung des Industriellen Warmwalzens*“, Diplomarbeit, MU Leoben, (2009)
- [10] Kopp, R., und Wiegels, H.: „*Einführung in die Umformtechnik*“, Bd. 2, Verlag Mainz, Aachen, (1999)
- [11] Bargel, H.-J., Hilbrags, H., Hübner, K.-H., und Schulze, G.: „*Werkstoffkunde*“, Bd. 10, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, (2005)
- [12] Gottstein, G.: „*Physikalische Grundlagen der Materialkunde*“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2. Aufl., (2001)
- [13] Sherstnev, P., Mitsche, S., Sommitsch, C., Melzer, C., Hacksteiner, M., und Ebner, T.: „*Modellierung der Rekristallisationskinetik während der Warmumformung der Aluminiumlegierung 5083*“, Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Heft 11 (2008) 439-442

- [14] [http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/def\\_en/index.html](http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/def_en/index.html) (Christian-Albrechts-Universität zu Kiel)
- [15] Humphreys, F.J., and Hatherly, M.: „*Recrystallization and Related Annealing Phenomena*”, Second Edition, Elsevier, (2004)
- [16] Kobayashi, S., Oh, S.-I., Altan, T.: „*Metal Forming and the Finite-Element Method*“, Oxford University Press, (1989)
- [17] Chernot, J.-L., Fourment, L., Mocellin, K.: „*Numerical treatment of contact and friction in FE simulation of forming processes*”, Journal of Materials Processing Technology, V. 125-126 (2002) 45-52
- [18] Duan, X., Sheppard, T.: „*Three dimensional thermal mechanical coupled simulation during hot rolling of aluminium alloy 3003*“, International Journal of Mechanical Sciences, V. 44 (2002) 2155-2172
- [19] Duan, X., Sheppard, T.: „*Prediction of temperature evolution by FEM during multi-pass hot flat rolling of aluminium alloys*“, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, V. 9 (2001) 525-538
- [20] Lenard, J.G., Pietrzyk, M., Cser, L.: „*Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products*“, Elsevier, (1999)
- [21] Sommitsch, C., Mitter, W.: „*On modelling of dynamic recrystallisation of fcc materials with low stacking fault energy*“, Acta Materialia, V. 54 (2006) 357-375
- [22] McQueen, H.J.: „*Development on dynamic recrystallization theory*“, Materials Science and Engineering, V. 387-389 (2004) 203-208
- [23] Blum, W., Zhu, Q., Merkel, R., McQueen, H.J.: „*Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6Mn (AA5083)*“, Materials Science and Engineering, A205 (1996) 23-30
- [24] Gourdet, S., Montheillet, F.: „*A model of continuous dynamic recrystallization*“, Acta Materialia, V. 51 (2003) 2685-2699
- [25] Hirsch, J.: „*Virtual Fabrication of Aluminium Products*“, VCH Weinheim, (2006)
- [26] Vatne, H.E., Furu, T., Ørsund, R., Nes, E.: „*Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium*“, Acta Materialia, V. 44 (1996) 4463-4473
- [27] Goerdeler, M., Gottstein, M.: „*A microstructural work hardening model based on three internal state variables*“, Materials Science and Engineering, V. 309-310 (2001) 377-381

- [28] Crumbach, M., Goerdeler, M., Gottstein, G.: „*Modelling of recrystallisation textures in aluminium alloys: I. Model set-up and integration*“, *Acta Materialia*, V. 54 (2006) 3275-3289
- [29] Neumann, L., Aretz, H., Kopp, R., Goerdeler, M., Crumbach, M., Gottstein, G.: „*Integrative finite element simulation of the rolling of Al alloys with coupled dislocation density and texture models*“, *Zeitschrift der Metallkunde*, V. 94 (2003) 593-598
- [30] Roters, F., Raabe, D., Gottstein, G.: „*Work hardening in heterogeneous alloys – a microstructural approach based on three internal state variables*“, V. 48 (2000) 4181-4189
- [31] Orowan, E.: „*Zur Kristallplastizität. V. Vervollständigung der Gleitgeschwindigkeitsformel*“, *Zeitschrift für Physik A Hadrons and Nuclei*, V. 98 (1935) 382-387
- [32] Gottstein, G., Argon, A.S.: „*Dislocation theory of steady state deformation and its approach in creep and dynamic tests*“, *Acta Metallurgica*, V. 35 (1987) 1261-1271
- [33] Schulze, G.E.R.: „*Metallphysik*“, Akademie-Verlag Berlin, (1967)
- [34] Prasad, G.: „*An Improved Dislocation Density Based Work Hardening Model for Al-Alloys*“, Dissertation, RWTH Aachen, (2007)
- [35] Kratochvil, J., Libovicky, S.: „*Dipole drift mechanism of early stages of dislocation pattern formation in deformed metal single crystals*“, *Scripta Metallurgica*, V. 20 (1986) 1625-1630
- [36] Nes, E.: „*Modelling of work hardening and stress saturation in fcc metals*“, *Progress in Materials Science*, V. 41 (1998) 129-193
- [37] Totten, G.E., MacKenzie, D.S.: „*Handbook of Aluminium*“, Marcel Dekker, Inc., (2003)
- [38] Castro-Fernandez, F.R., Sellars, C.M., and Whiteman, J.A.: „*Changes of Flow Stress and Microstructure during Hot Deformation of Al-1Mg-1Mn*“, *Materials Science and Technology*, V. 6 (1990) 453-460
- [39] Baxter, G.J., Furu, T., Zhu, Q., Whiteman, J.A., and Sellars, C.M.: „*The influence of transient strain-rate deformation conditions on the deformed microstructure of aluminium alloy Al-1%Mg*“, V. 47 (1999) 2367-2376
- [40] Sellars, C.M., Zhu, Q.: „*Microstructural modelling of aluminium alloys during thermomechanical processing*“, *Materials Science and Engineering*, A280 (2000) 1-7

- [41] Humphreys, F.J.: „*Local lattice rotations at second phase particles in deformed metals*“, V. 27 (1979) 1801-1814
- [42] Vatne, H.E., Shahani, R., and Nes, E.: „*Deformation of cube-oriented grains and formation of recrystallized cube grains in a hot deformed commercial AlMgMn aluminium alloy*“, Acta Materialia, V. 44 (1996) 4447-4462
- [43] Daaland, O., and Nes, E.: „*Recrystallization texture development in commercial Al-Mn-Mg alloys*“, Acta Materialia, V. 44 (1996) 1413-1435
- [44] Hillert, M.: „*On the theory of normal and abnormal grain growth*“, Acta Metallurgica, V. 13 (1965) 227-238
- [45] Lücke, K., Stüwe, H.P.: „*On the theory of impurity controlled grain boundary motion*“, Acta Metallurgica, V. 19 (1971) 1087-1099
- [46] Cahn, J.W.: „*The impurity-drag effect in grain boundary motion*“, Acta Metallurgica, V. 10 (1962) 789-798
- [47] Reichert, B., Estrin, Y., Schuster, H.: „*Implementation of Precipitation and Ripening of Second-Phase Particles in the Constitutive Modelling of Creep*“, Scripta Materialia, V. 38 (1998) 1463-1468
- [48] Lifshitz, I.M., Slyozov, V.V.: „*The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions*“, Journal of Physics and Chemistry of Solids, V. 19 (1961) 35-50
- [49] Dufert, K.P., Zouhar, G., Kost, R., Donath, R., Donat, B.: „*Berechnung der Gefügeentwicklung und der mechanischen Eigenschaften beim Warmwalzen*“, Stahl und Eisen, V. 112(10) (1992) 93-98
- [50] Frost, H.J., Ashby, M.F.: „*Deformation-Mechanism Maps*“, Pergamon Press, Oxford, (1982)
- [51] Ludny, T.S., and Murdock, J.F.: „*Diffusion of Al<sup>26</sup> and Mn<sup>54</sup> in Aluminium*“, Journal of applied Physics, V. 33(5) (1962) 1671-1673
- [52] Mülders, B.: „*Modellierung der Verfestigung technischer Aluminiumlegierungen*“, Dissertation, RWTH Aachen, (2001)
- [53] Hoerner, J.: „*Parallel-objektorientierte Simulation von Versetzungsnetzwerken unter thermo-mechanischen Belastungen am Beispiel von AlMg5Mn*“, Fortschritt-Bericht VDI, (2000)
- [54] Weiland, H., Rouns, T.N., and Liu, J.: „*The Role of Particle Stimulated Nucleation during Recrystallization of an Aluminium-Manganese Alloy*“, Festschrift für Metallkunde, V. 85 (1994) 592-597
- [55] Kozeschnik E.: „*Thermodynamic and kinetic simulations with MatCalc*“, Lecture notes from Sept. 4-7 (2007)

- [56] Svoboda, J., Fischer, F.D., Fratzl, P., and Kozeschnik, E.: „*Modelling of kinetics in multi-component multi-phase systems with spherical precipitates I.-Theory*”, Materials Science Engineering A., V. 385(1-2) (2004) 166-174
- [57] Kozeschnik, E., Svoboda, J., Fratzl, P., and Fischer, F.D.: „*Modelling of kinetics in multi-component multi-phase systems with spherical precipitates II.- Numerical solution and application*”, Materials Science Engineering A., V. 385(1-2) (2004) 157-165
- [58] McShane, H.B., Lee, C.B., and Sheppard, T.: „*Structure, Anisotropy and Properties of Hot Rolled AA5083 Alloy*“, Materials Science and Technology, V. 6(5) (1990) 428-440
- [59] Gamweger, K., Filzwieser, A.: „*A Gas Purging System for Furnaces in the Aluminium Industry*“, Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Heft 1 (2004) 15-18
- [60] Oettel, H., und Schumann, H.: „*Metallographie*“, WILEY-VCN Weinheim, (2005)
- [61] Voort, G.F.V.: „*ASM Handbook-Volume 9 Metallography and Microstructures*“, ASM International, Materials Information Society, Bd. 9 (2004)
- [62] Rastegaev, M.V.: „*Neu Methode der homogenen Stauchung von Proben zur Bestimmung der Fließspannung*“, (Org. russisch), Zavodskaya Laboratoriya, V.9 (1940) 354
- [63] Habashi, F.: „*Alloys – Preparation, Properties, Applications*“, WILEY-VCH Weinheim, (1998)
- [64] Altenpohl, D.: „*Aluminium und Aluminiumlegierungen*“, Springer Verlag Berlin, (1965)
- [65] Koch, S.: „*Einfluss der Homogenisierung auf die Festigkeitseigenschaften bei AlMgSi-Legierungen*“, Diplomarbeit, MU Leoben, (2005)
- [66] Taleff, E.M., Henshall, G.A., Nieh, T.G.: „*Warm-Temperature Tensile Ductility in Al-Mg Alloys*“, Metallurgical and Materials Transactions, A29, (1996) 1082-1091
- [67] Kao, P.W., Wang, L.C.: „*Effect of grain boundary precipitates on the mechanical behavior of Al-5wt%Mg alloy*“, Scripta Metallurgica, V. 22(3), (1988) 335-338
- [68] Kaigorodova, L.I., Zamyatin, V.M., and Popov, V.I.: „*The influence of homogenizing conditions on the structure and properties of an Al-Mg alloy*“, The Physics of Metals and Metallography, V. 98(4) (2004) 407-414

- [69] Lee, S.L., Wu, S.T.: „*Identification of the Dispersoids in Al-Mg Alloys Containing Mn*“, Metallurgical and Materials Transactions A, V. 18 (1987) 1353-1357
- [70] Tatschl, A.: „*Neue experimentelle Methoden zur Charakterisierung von Verformungsforgängen*“, Dissertation, MU Leoben, (2000)
- [71] Sherstnev, P., Sommitsch, C., Mitsche, S., Hacksteiner, M., Ebner, T.: „*Ausscheidungskinetik während der Homogenisierung und Gefügeentwicklung während der Warmumformung der Aluminiumlegierung AA6082*“, Proc. XXVII. Verformungskundliches Kolloquium, Plannersalm, Österreich, (2008) 123-130.
- [72] Alvi, M.H., Cheong, S.W., Suni, J.P., Weiland, H., Rollet, A.C.: „*Cube texture in hot-rolled aluminium alloy 1050 (AA1050) – nucleation and growth behavior*“, Acta Materialia, V. 56 (2008) 3098-3108
- [73] Cheong, S., Weiland, H.: „*Understanding a microstructure using GOS (Grain Orientation Spread) and its application to recrystallization study of hot deformed Al-Cu-Mg alloys*“, Materials Science Forum, V. 558-559 (2007) 153-158