

Diplomarbeit

**Experimentelle Analyse inhomogener
Verformungsvorgänge in einer PM-
Aluminiumknetlegierung**

Ronald Schöngrundner

Lehrstuhl für Materialphysik der Montanuniversität Leoben

Danksagung

Besonders möchte ich Univ.-Prof Dipl.-Ing. Univ.Doz. Dr.mont. Otmar Kolednik für die Vergabe und die ausgezeichnete Betreuung meiner Diplomarbeit danken.

Außerdem möchte ich noch Dipl. Ing. Daniel Kiener und meinen Kollegen Anton Hohenwarter und Dipl. Ing. Peter Gruber sowie Hans-Peter Wörgötter für die zahlreichen und fruchtbringenden Diskussionen meinen Dank aussprechen.

Ein besonderer Dank gilt den Damen von der Metallographie, Frau Gabriele Moser und Edeltraud Haberz, für die Probenpräparation, sowie dem Werkstättenteam, Franz Hubner und Günther Aschauer, für die Probenherstellung.

Auch bei den anderen Institutsangehörigen möchte ich mich für das freundliche Arbeitsklima und deren Unterstützung bedanken.

Weiters gilt der Dank natürlich auch meinen Eltern, die mich über die gesamte Studienzzeit immer unterstützt haben.

Ronald Schöngrundner, Oktober 2006

1	EINLEITUNG.....	1
1.1	ALLGEMEINES.....	1
1.2	LOKALISIERUNG DER VERFORMUNG.....	2
1.3	MOTIVATION FÜR DIE VORLIEGENDE ARBEIT	3
2	THEORETISCHE GRUNDLAGEN.....	4
2.1	ELECTRON-BACKSCATTERING-DIFFRACTION-TECHNIK	4
2.1.1	<i>Entstehung der Beugungsbilder</i>	5
2.1.2	<i>Auswertung der Beugungsbilder</i>	7
2.1.3	<i>Darstellungsmöglichkeiten der Daten mit dem OIM-Programm.....</i>	8
2.2	AUTOMATISCHE LOKALE VERFORMUNGSANALYSE	10
2.2.1	<i>Matching.....</i>	10
2.2.2	<i>Auswertung der lokalen Verschiebungsdaten</i>	11
2.2.3	<i>Die Dehnungsverteilungsfunktion</i>	16
2.3	PLASTISCHE VERFORMUNG VON METALLEN	18
2.3.1	<i>Einkristallverformung</i>	18
2.3.1.1	<i>Lokalisierung der Verformung in Einkristallen</i>	20
2.3.2	<i>Verformung von Polykristallen</i>	22
2.3.2.1	<i>Lokalisierung der Verformung in Polykristallen</i>	23
3	VERSUCHSDURCHFÜHRUNG	24
3.1	MATERIAL	24
3.2	PROBENGEOMETRIE UND WÄRMEBEHANDLUNG.....	25
3.3	PRÄPARATION UND KONTRASTIERUNG.....	26
3.4	LOKALE KRISTALLORIENTIERUNGSMESSUNG	28
3.5	BELASTUNGSEINRICHTUNG UND ZUGVERSUCH	31
3.6	DREIDIMENSIONALE OBERFLÄCHENMESSUNG MIT INFINITEFOCUS	33
4	UNTERSUCHUNGSERGEBNISSE	35
4.1	EBENE RD-TD (SEITE A).....	35
4.1.1	<i>Inverse Pole Figure Maps bei verschiedenen Verformungsstufen.....</i>	37

4.1.2	<i>Ergebnisse der lokalen Verformungsmessung</i>	39
4.1.3	<i>Entwicklung der Oberflächenstruktur</i>	48
4.2	EBENE ND-TD (SEITE B)	51
4.2.1	<i>Inverse Pol Figure Maps bei verschiedenen Verformungsstufen</i>	52
4.2.2	<i>Ergebnisse der lokalen Verformungsmessung</i>	53
4.2.3	<i>Entwicklung der Oberflächenstruktur</i>	61
5	DISKUSSION DER ERGEBNISSE	63
6	ZUSAMMENFASSUNG	67
7	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	68
8	LITERATURNACHWEIS	71

1 Einleitung

1.1 Allgemeines

Das Verhalten von Metallen bei der plastischen Verformung spielt in vielen Bereichen der Technik eine wichtige Rolle. Dabei sind die makroskopischen Eigenschaften, wie etwa die Spannungs-Dehnungskurven, bereits sehr ausführlich untersucht worden. In der Regel stellt jedoch nicht die Überschreitung der Höchstlast die Grenze der Beanspruchbarkeit von Materialien dar, sondern die Lokalisierung der Verformung in einem kleinen Bereich des Materialvolumens. Deshalb ist es wichtig, die lokalen Eigenschaften und das lokale Verformungsverhalten der Materialien zu kennen. In den letzten Jahren gab es eine Vielzahl an numerischen Untersuchungen, welche die lokalen Verformungsvorgänge mehr oder weniger gut beschreiben. Es fehlt jedoch an experimentellen Daten. Durch die Weiterentwicklung von optischen Analysemethoden, wie etwa die stereophotogrammetrische Verformungsanalyse, ist es nun möglich, die lokalen Verformungen direkt an der Probenoberfläche zu ermitteln und darzustellen. Dadurch kann das mikroskopische Verhalten der Materialien nicht nur numerisch ermittelt werden, sondern auch experimentell nachgewiesen werden.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit dem Zusammenhang der lokalen Orientierung der Oberflächenkörner einer pulvermetallurgisch hergestellten Aluminiumlegierung und dem lokalen Verformungsverhalten. Weiters wird die Abhängigkeit der Verformungsstrukturen von der Extrusionsrichtung des Probenmaterials dargestellt. Dafür wird eine spezielle Probengeometrie gewählt, um die lokalen Verformungen der Probe in einer Ebene, die parallel zur Extrusionsrichtung liegt, und einer weiteren Ebene, welche in einem Winkel von 90 Grad zur ersten Ebene liegt, untersuchen zu können. Die dafür notwendige technische Ausrüstung, das Probenmaterial, die Probenherstellung und die verwendeten Präparationen werden in Kapitel 3 beschrieben. In Kapitel 2 werden die Methode der lokalen Orientierungsmessung mittels der Electron-Backscattering-Diffraction-Technik, sowie die Methode der lokalen Verformungsmessung kurz erläutert. Die Ergebnisse der Messungen sind in Kapitel 4 dargestellt. Die Entwicklung der lokalen Verformungsstrukturen beider Ebenen und deren Zusammenhang mit der Kornorientierung werden in Kapitel 5 diskutiert.

1.2 Lokalisierung der Verformung

Die Lokalisierung der plastischen Verformung, welche zwischen der Streckgrenze und der Bruchdehnung eines Materials auftritt, ist eines der interessantesten und faszinierendsten Phänomene, das bei der plastischen Verformung von Metallen beobachtet wird [1]. Es handelt sich dabei um einen Prozess, bei dem sich die Probe in unterschiedlichen Bereichen verschieden stark verformt. Dieser spontan auftretende Prozess wird auch als Scherbandbildung bezeichnet. Eine Lokalisierung der Formänderung kann nur eintreten, wenn sie weniger Kraft und Arbeit erfordert als die weitere homogene Formänderung [2]. Dabei wirkt die Verfestigung des Materials der Lokalisierung bis zu einem gewissen Grad entgegen. Als einer der Ersten beschrieben Zener und Hollomon [3] das Auftreten von Scherbändern bei einem Druckversuch an niedrig legiertem Stahl. Die Richtung, der Abstand und die Intensität der Scherbänder hängen nach Akeret [2] von der Orientierung der Oberflächenkörner der Probe ab. Kozaczek et al. [4] stellten in ihren Simulationen fest, dass die Spannungskonzentrationen, welche aufgrund der unterschiedlichen Kornorientierung in Polykristallen auftreten, ausreichen um zu einer Lokalisierung der plastischen Verformung zu führen. Der Einfluss des Gefüges auf die Scherbandbildung kann für viele Metalle nachgewiesen werden. Häufig wird auch angenommen, dass Oberflächenfehler oder lokale Werkstoffentfestigungen der Auslöser von lokalen Verformungen sind. Eine mögliche Ursache für die lokale Entfestigung ist das Abscheren von Ausscheidungen, was zu einem Grobgleiten der Versetzungen führt. Bei Aluminiumlegierungen beeinflusst der Ausscheidungszustand die Bildung und das Aussehen der Scherbänder stark. Lee et al. [5] untersuchten den lösungsgeglühten und den maximal ausgehärteten Zustand einer 7075 Aluminiumlegierung und fanden nur im gehärteten Zustand Scherbänder. In der Arbeit von Unterwiesing [6] wurden drei Auslagerungszustände (unteraltert, maximal gehärtet und überaltert) einer 6061 Aluminiumlegierung untersucht. Es trat bei allen drei Zuständen eine Lokalisierung der Verformung auf. Der weichste Zustand und damit der Zustand mit der höchsten Verfestigung (unteraltert) verhielt sich dabei geringfügig homogener als die beiden anderen Zustände.

1.3 Motivation für die vorliegende Arbeit

Wie bereits erwähnt, wurde im Rahmen der Dissertation von Unterweger K. [6] das lokale Verformungsverhalten von Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen mit Hilfe von in-situ Zugversuchen untersucht. Um die Eigenschaften des Verbundmaterials mit den Eigenschaften des Matrixmaterials (Al 6061) vergleichen zu können, wurden auch Versuche mit dem Matrixmaterial durchgeführt. Dabei wurde eine Lokalisierung der Verformung im Grundmaterial festgestellt. Da sich die Arbeit auf die lokalen Eigenschaften von Verbundmaterialien konzentrierte, wurde dieses Phänomen nicht weiter untersucht.

Der vorliegenden Arbeit ist zum Ziel gesetzt, dass lokale Verformungsverhalten einer pulvermetallurgisch hergestellten Aluminiumknetlegierung (Al 6061) zu untersuchen.

Folgende Fragen sind dabei von besonderem Interesse:

- Wie verhält sich die Lokalisierung der Verformung im Bezug auf die Extrusionsrichtung des Ausgangsmaterials?
- Was für einen Einfluss hat die lokale Kornorientierung auf das lokale Verformungsverhalten?
- Wie entwickelt sich die Oberflächenstruktur der Probe mit zunehmender Verformung?
- Warum kommt es zu einer Lokalisierung der Verformung in einem makroskopisch homogenen Material mit einem großen Verfestigungskoeffizienten?

Diese Fragen sollen mittels verschiedener Untersuchungen an einer Zugprobe geklärt werden.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 *Electron-Backscattering-Diffraction-Technik (EBSD-Technik)*

Die in diesem Kapitel beschriebenen Methoden zur Ermittlung der Kristallorientierungen werden in [7] und [8] ausführlich erläutert.

Zur Bestimmung der Kristallorientierung gibt es unterschiedliche Methoden, welche aufgrund ihrer Vor- und Nachteile für bestimmte Anwendungsgebiete zum Einsatz kommen. Die Neutronenbeugung und die Röntgendiffraktometrie werden oft für die Orientierungsmessung bei sehr grobkörnigen Proben eingesetzt. Bei den meisten feinkristallinen Werkstoffen lassen sich mit diesen Methoden jedoch nur mittleren Häufigkeitsverteilungen der Orientierungen bestimmen. Für die Bestimmung der lokalen Orientierung einzelner Körner werden das Transmissionselektronenmikroskop (TEM) und verschiedene Rasterelektronenmikroskop (REM) Techniken verwendet. Im TEM kann man die Orientierung einiger weniger Körner mit sehr großer Auflösung und Genauigkeit bestimmen. Die Probenpräparation ist jedoch sehr aufwendig und die Orientierungen der erfassten Körner sind nicht repräsentativ für die gesamte Probe. Im REM kommt die Electron Channelling Pattern (ECP) Technik oder die EBSD-Technik zum Einsatz. Die Vorteile der EBSD-Technik sind nachfolgend dargestellt.

- Im Vergleich zum TEM muss die Probe für die Untersuchung nicht aufwendig präpariert werden
- hohe laterale Auflösung von ca. 200nm
- große Orientierungsgenauigkeit von ca. 0,5 ... 2°
- Messungen sind sowohl im Subkornbereich als auch über mehrere tausend Körner möglich
- beliebige Stellen auf der Probenoberfläche können vor und nach einer Verformung untersucht werden.

Aufgrund der einfachen Verfügbarkeit (die EBSD-Technik ist ein spezieller Zusatz in einem REM) und den schon erwähnten Vorteilen kommt die EBSD-Technik in den letzten Jahren immer häufiger zur Anwendung. Mit Hilfe eines automatischen Auswertungsprogramms

(OIM TexSEM Laboratories Inc.) ist es möglich, eine große Anzahl an diskreten Orientierungen aufzunehmen.

Die einzelnen Methoden zur Texturmessung (Mikro- und Makotexturmessung) sind in Tabelle 2.1 noch einmal zusammengefasst. Es werden auch die Genauigkeiten und das Auflösungsvermögen der verschiedenen Methoden dargestellt.

Tabelle 2.1: Unterschiedliche Methoden zur Kristallorientierungsbestimmung, [9]

Method	Bestrahlte Körner	Erfassbare Körner	Genauigkeit	Auflösung
Neutronenstreuung	10^9	-	-	5 ... 10 μ m
Röntgenstreuung	10^6	-	-	30 ... 50 μ m
SEM-ECP	1	1000	0.5°	10 μ m
SEM-EBSD	1	1000	1°	200nm
TEM	1	10	0.1°	einige nm

2.1.1 Entstehung der Beugungsbilder

Wenn der Primärelektronenstrahl auf die Oberfläche der Probe trifft, kommt es zur Wechselwirkung mit den Atomkernen und den Hüllenelektronen der Probenatome. Dabei werden die Elektronen des Primärstrahles an den Atomkernen elastisch und an den Hüllenelektronen inelastisch gestreut. Die für die Abbildung der Kikuchi-Linien maßgebliche inelastische Streuung der Elektronen erfolgt dabei diffus in alle Richtungen. Die Rückstreuelektronen kommen aus einer oberflächennahen Schicht, da der inelastische Anteil der Streuprozesse mit der Tiefe zunimmt und somit der Energieverlust immer größer wird. Erfüllen diese gestreuten Elektronen die BRAGG-Bedingung,

$$2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin(\theta) = n \cdot \lambda, \quad (1)$$

werden sie unter dem Winkel θ von den Netzebenen hkl gebeugt. Da die Wellenlänge der gestreuten Elektronen sehr klein ist, muss nach Gleichung (1) der Bragg-Winkel ebenfalls klein sein. Er beträgt in der Regel 0.01 ... 0.02°. Durch die endliche Breite des Primärelektronenstrahls werden alle Netzebenen, welche annähernd senkrecht zum Strahl stehen, von beiden Seiten getroffen. Dadurch entsteht pro Ebenenschar ein Band, welches durch eine helle und eine dunkle Linie, die Kikuchi-Linien, begrenzt ist. Die Elektronen,

welche die Beugungsbedingung erfüllen, spannen einen Doppelkegel (Kosselkegel) mit einem sehr großen Öffnungswinkel (Abbildung 2-1) auf.

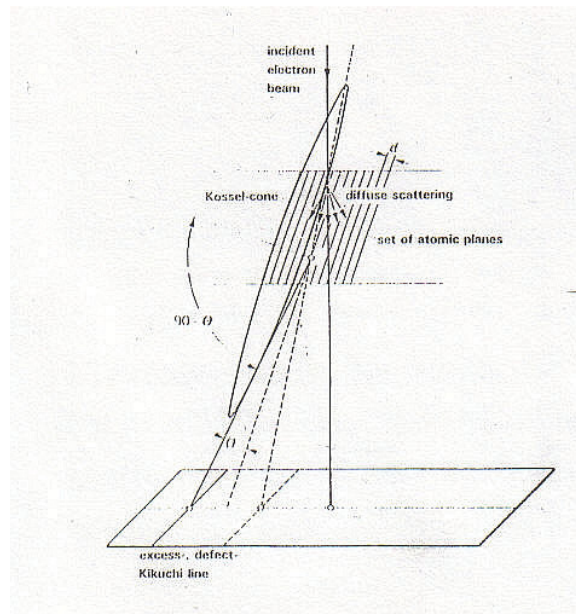


Abbildung 2-1: Entstehung der Kikuchi-Linien im Durchstrahlungsbereich, [8]

Die Schnittkurve des Kegels mit dem Phosphorschirm ergibt die Kikuchi-Linien. Der Kegelschnitt erscheint wegen des großen Öffnungswinkels und wegen des großen Abstandes der Probe zum Schirm als Gerade.

Die Kikuchi-Linien schneiden sich an bestimmten Punkten, welche als Pole bezeichnet werden und die die Zonenachse der zugehörigen Netzebenen darstellen. Aus den Winkeln zwischen den einzelnen Polen können die Netzebenen identifiziert werden. Die Kristallorientierung kann dann über die Lage der Netzebenen am Phosphorschirm berechnet werden (Abbildung 2-2).

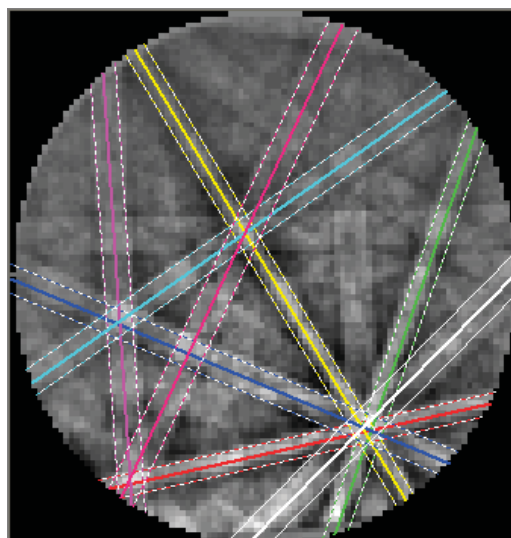


Abbildung 2-2: Aufgenommene und identifizierte Kikuchi-Linien einer Aluminiumprobe

2.1.2 Auswertung der Beugungsbilder

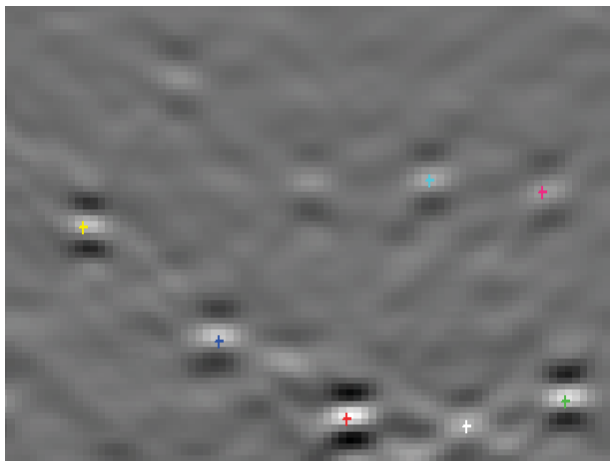
Für die Auswertung der Beugungsbilder werden Mustererkennungsalgorithmen eingesetzt. Im verwendeten Computerprogramm Orientation Image Microscopy (OIM) wird die lineare Hough-Transformation (HT) zur Auswertung herangezogen. Dabei werden die Punkte des Bildraumes in Kurven eines Transformationsraumes (Hough-Raum) mit Hilfe folgender Gleichung übergeführt:

$$\rho = x \cdot \cos \theta + y \cdot \sin \theta. \quad (2)$$

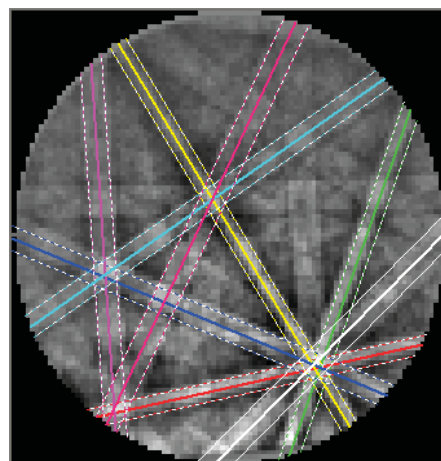
x, y Koordinaten im Bildraum

ρ, θ Koordinaten im Hough-Raum

Somit entspricht jeder Punkt im Beugungsbild einer Kurve im Hough-Raum. Liegen die Punkte im Bildraum auf einer Geraden, so schneiden sich die Kurven im Transformationsraum in einem Punkt. Die hellen Bänder erscheinen dadurch als helle Punkte im Hough-Raum (Abbildung 2-3a) und können somit leicht detektiert werden. Die Rücktransformation liefert die Kikuchi-Linien (Abbildung 2-3b), mit deren Hilfe die Kristallorientierungen berechnet werden.



(a)



(b)

Abbildung 2-3 : (a) Houghtransformierte Bänder, (b) farbliche Markierung der Bänder

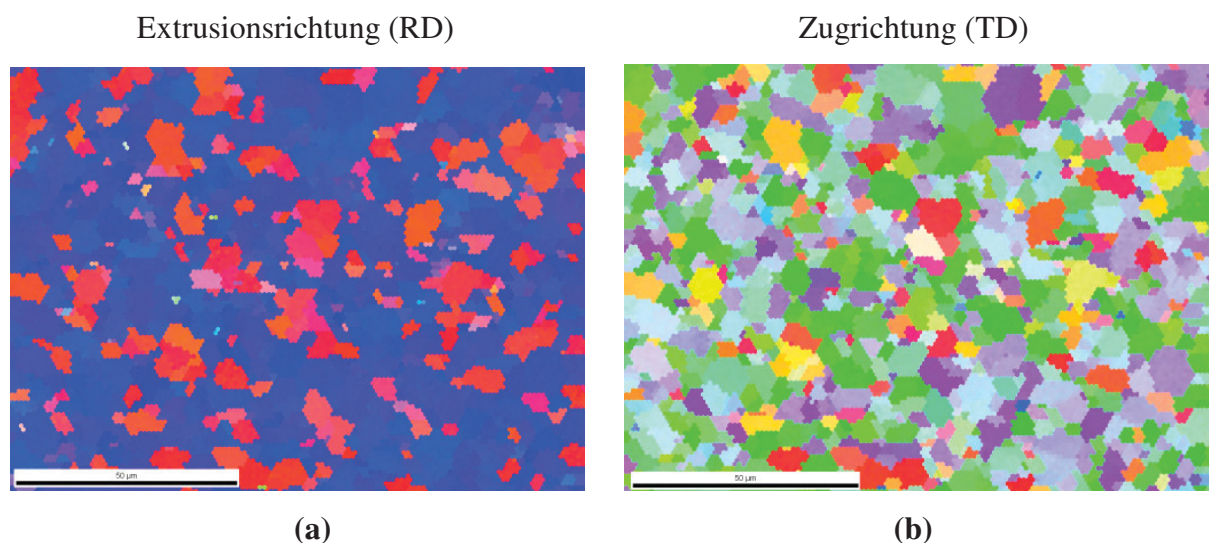
2.1.3 Darstellungsmöglichkeiten der Daten mit dem OIM-Programm

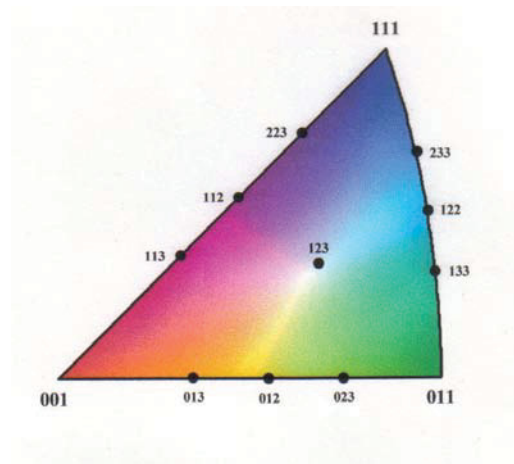
Es gibt mehrere Möglichkeiten, die ermittelten Daten (Eulerwinkel φ_1 , ϕ , φ_2 in Radiant, x, y Koordinaten in μm , Image Quality, Confidence Index usw.) mit dem OIM-Programm darzustellen. Die in dieser Arbeit am häufigsten eingesetzte Darstellungsmöglichkeit ist die so genannte „Inverse Pole Figure Map“.

Die Beschreibung der genauen Funktionsweise des OIM-Programms kann in der Bedienungsanleitung [10] nachgelesen werden.

Inverse Pole Figure Map (IPF-Map):

Mit Hilfe der IPF-Maps werden die Orientierungen der einzelnen Kristalle farblich dargestellt. Dafür wird für jeden Messpunkt die kristallographische Richtung im Bezug auf eine frei zu wählende Ebene des Probenkoordinatensystems berechnet. Die ermittelten Richtungen werden anschließend mit bestimmten Farben, welche im Orientierungsdreieck (Abbildung 2-4) ersichtlich sind, eingefärbt. Um die Kristallorientierung eindeutig festzulegen, sind mindestens zwei IPF-Maps, welche sich auf zwei unterschiedliche Ebenen im Probenkoordinatensystem beziehen, notwendig. In Abbildung 2-4a und 2-4b sind zwei IPF-Maps für eine Aluminiumknetlegierung (Al 6061) dargestellt, welche die Orientierung der Körner in Bezug auf die Extrusionsrichtung und die Zugrichtung angeben. Die Aufnahmen erfolgten bei 0% plastischer Verformung.





(c)

Abbildung 2-4: IPF-Maps einer Aluminiumprobe im Bezug auf die (a) RD und die (b) TD Richtung mit Standarddreieck

Pole Figure Map:

Auch herkömmliche Polfiguren, wie sie aus der Texturanalyse bekannt sind, lassen sich mit dem OIM-Programm berechnen. Jedoch stammen die Orientierungsdaten oft nur von wenigen Körnern, die sich an der Probenoberfläche befinden, und deshalb können diese Daten nur bedingt mit denen einer Röntgenstrukturanalyse verglichen werden. Der Vorteil solcher Darstellungen ist allerdings, dass Orientierungsänderungen schön ersichtlich sind.

Image Quality Map:

Für jeden Messpunkt erhält man eine Beugungsbildqualität, welche sich aus der Höhe der Peaks der detektierten Kikuchi-Linien im Hough-Raum ergibt. Damit kann man ein Graustufenbild (Image Quality Map) erstellen, welches Bereiche guter und schlechter Beugungsbildqualität zeigt.

2.2 Automatische lokale Verformungsanalyse

Die Ermittlung von lokalen Verformungen mit Hilfe von digitalen Oberflächenbildern ist eine Weiterentwicklung der stereophotogrammetrischen Bruchflächenanalyse, welche am Erich Schmid Institut eingesetzt wird. Die Methode stützt sich auf die Auswertung von Oberflächeninformationen digitaler Aufnahmen einer Probe vor und nach der Belastung. Dafür werden Bilder des zu analysierenden Bereiches vor der Belastung und nach den jeweiligen Verformungsstufen aufgenommen und mit Hilfe eines Computerprogramms miteinander verglichen. Bei ausreichender Bildqualität und Informationsdichte werden identische Punkte auf beiden Bildern gefunden und als physikalisch idente Punkte (homologe Punkte) gespeichert. Aus diesem Punktefeld werden die Verschiebungsfeld und in weitere Folge die „in-plane“ Dehnungsfelder berechnet. Um diese Technik anwenden zu können, benötigt man eine gut strukturierte Oberfläche, um genügend homologe Punkte zu finden. Das Identifizieren der homologen Punkte wird als „matching“ bezeichnet. Als einer der Ersten Beschäftigten sich Davidson und seine Mitarbeiter [11] mit der stereophotogrammetrischen Verformungsmessung. Sie verwendeten das Verfahren zur Analyse des Verformungsfeldes in der Umgebung der Riss Spitze eines Ermüdungsrisses [12, 13]. Am *Institut für Materialphysik* in Leoben wurde das Verfahren zum Ersten Mal von Stocker [14] in seiner Diplomarbeit, zur Analyse von Bruchflächen, eingesetzt. Ein „matching“ Programm für die Anwendung bei Stereo-Bildpaaren wurde von Stampfl et al [15, 27] und S. Scherer [16] in Zusammenarbeit mit dem *Institut für Maschinelles Sehen und Darstellen* der TU-Graz entwickelt und im Rahmen der Dissertation von A. Tatschl [17, 19] modifiziert, um für die lokale Verformungsanalyse geeignet zu sein.

2.2.1 Matching

In diesem Kapitel soll kurz auf das Funktionsprinzip des verwendeten Matching-Algorithmus eingegangen werden.

Es gibt zwei unterschiedliche Matching-Prinzipien die als Punkt-Matcher und als hierarchischer Matcher bezeichnet werden. Da für diese Arbeit nur der hierarchische Matcher verwendet wurde, soll auf den Punkt-Matcher nicht weiter eingegangen werden. Eine Beschreibung der Funktionsweise des Punkt-Matchers kann in [19] nachgelesen werden.

Beim hierarchischen Matcher werden zwei aufgenommene Bilder schrittweise miteinander verglichen. Für die Ermittlung der homologen Punkte werden die beiden Bilder zunächst in eine hierarchische Bild-Pyramide zerlegt. Diese Bildpyramiden bestehen aus Bildpaaren mit steigender Auflösung, beginnend mit 30x40 Pixel bis zur Originalgröße der Bilder. Das Verfahren beginnt mit der kleinsten Auflösung und verzerrt eines der beiden Bilder so lange, bis es annähernd mit dem Referenzbild übereinstimmt. Also bis der Unterschied zwischen dem künstlich verzerrten Bild und dem Referenzbild nur noch ein Minimum beträgt. Die so ermittelten homologen Punkte werden als Teilergebnisse in den nächsten Schritt, bei dem die Bilder mit der nächst größeren Auflösung „gematcht“ werden, übernommen. Das wird so oft wiederholt bis die Originalgröße der Bilder erreicht ist. Der Vorteil dieses Matching-Prozesses ist, dass sich auch bei Bildern, die lokal nur einen geringen Kontrast besitzen, gute Ergebnisse erzielen lassen. Der Nachteil ist, dass die Bilder global kontrastreich sein müssen, da sich sonst bei den niedrigen hierarchischen Stufen Fehler ergeben, welche nicht mehr beseitigt werden können. Der nominelle Abstand der homologen Punkte liegt bei $d = 4$ Pixel. Abhängig von der Bildqualität werden 4 bis 6 homologe Punkte pro 100 Pixel gefunden. Die Genauigkeit des Matching-Algorithmus liegt bei 0.1 Pixel und wurde von Unterweger K. [6] untersucht. Eine genaue Beschreibung des hierarchischen Matchers kann in [18] gefunden werden.

In dieser Arbeit werden Bilder mit einer Auflösung von 3072 x 2304 Pixel verwendet, bei denen ungefähr 350 000 homologe Punkte gefunden werden.

2.2.2 Auswertung der lokalen Verschiebungsdaten

In diesem Abschnitt wird kurz die Vorgehensweise zur Bestimmung der ebenen Dehnungs-, Scherungs- und Rotationsfelder beschrieben.

Der Dehnungstensor für kleine Dehnungen ergibt sich zu:

$$\underline{\underline{\epsilon}} = \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{xy} & \epsilon_{yy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{xz} & \epsilon_{xz} & \epsilon_{zz} \end{pmatrix}, \quad (3)$$

mit den Dehnungskomponenten in Achsenrichtung,

$$\varepsilon_{kk} = \varepsilon_{kk}(x, y, z) = \frac{\partial}{\partial k} u_k(x, y, z), \quad (4a)$$

und den Scherkomponenten in den Hauptebenen

$$\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{kl}(x, y, z) = \frac{1}{2} \left[\frac{\partial}{\partial l} u_k(x, y, z) + \frac{\partial}{\partial k} u_l(x, y, z) \right] \text{ mit } k \neq l. \quad (4b)$$

Für die Rotationen in den Hauptebenen ergibt sich,

$$r_{kl} = r_{kl}(x, y, z) = \frac{1}{2} \left[\frac{\partial}{\partial l} u_k(x, y, z) - \frac{\partial}{\partial k} u_l(x, y, z) \right] \text{ mit } k \neq l. \quad (4c)$$

Mit dieser linearen Näherung ist es möglich, die Dehnungen, Scherungen und Rotationen aus dem Vektorfeld der Verschiebung,

$$\underline{u}(x, y, z) = (u_x, u_y, u_z), \quad (5)$$

zu berechnen.

Das Koordinatensystem wurde so gewählt, dass die horizontale Bildachse, welche mit x bezeichnet wird, immer parallel zur Zugrichtung ist. Die Bildachse senkrecht dazu wird mit y bezeichnet und die Normale zur Bildebene mit z. Es ist darauf zu achten, dass die Probe zur Untersuchung zweier Probenseiten gedreht wird, das hier festgelegte Koordinatensystem jedoch nicht mitgedreht wird.

Aus dem homologen Punktefeld erhält man die Anfangs- und die Endkoordinaten der Verschiebungsvektoren. Die Verschiebungen an der Oberfläche der Probe in der x-y Ebene ergeben sich dann aus:

$$\underline{u}(x, y) = P''(x, y) - P'(x, y). \quad (6)$$

Wobei P' und P'' die Position der jeweiligen homologen Punktepaare auf den beiden Bildern unterschiedlicher Verformungszustände bezeichnen. Dabei steht P' für die Punkte der niedrigeren Verformungsstufe und P'' für die Punkte der höheren Verformungsstufe.

Nach der Ermittlung der Verschiebungen müssen diese für die weitere Verwendung nachbearbeitet werden.

Zunächst folgt eine Triangulation, welche mittels einer linearen Interpolation durchgeführt wird, um aus den Matching-Daten die Verschiebungen an gleichmäßig verteilten Gitterpunkten (Stützstellen) zu berechnen, da sich die homologen Punkte in der Regel nicht auf einem regelmäßigen Gitter anordnen. Der Stützstellenabstand kann frei gewählt werden, beeinflusst jedoch die Genauigkeit der lokalen Dehnungsdaten. In dieser Arbeit beträgt der Stützstellenabstand für alle Dehnungskarten 10 Pixel.

Nach der Triangulation müssen die Verschiebungsfelder geglättet werden. Dies ist notwendig, um unerwünschtes „Rauschen“ und kleine Schwankungen in den Verschiebungsdaten zu eliminieren. Die Glättung erfolgt in Analogie zu [19] mittels einer gewichteten 5×5 Matrix, wobei das Zentrum doppelt gezählt wird. Die geglätteten Verschiebungsdaten ergeben sich dann über folgende Formel:

$$u_j(k,l) = \frac{u_j(k,l) + \sum_m \sum_n u_j(m,n)}{m \cdot n + 1} \quad (7)$$

mit

$$m = k - 2, \dots, k + 2$$

Die mit u_j bezeichnete Verschiebung steht für u_x und u_y .

Nach der Glättung können die Verschiebungen numerisch partiell abgeleitet werden und die lokalen Dehnungen, Scherungen und Rotationen über die folgenden Differenzgleichungen angenähert werden.

Dehnung in Zugrichtung:

$$\epsilon_{xx}(x,y) \approx \frac{u_x(x-\Delta x,y) - u_x(x+\Delta x,y)}{|2 \cdot \Delta x|} \quad (8a)$$

Dehnung in transversaler Richtung:

$$\varepsilon_{yy}(x, y) \approx \frac{u_y(x, y - \Delta y) - u_y(x, y + \Delta y)}{|2 \cdot \Delta y|} \quad (8b)$$

Scherung:

$$\varepsilon_{xy}(x, y) \approx \frac{1}{2} \left[\frac{u_x(x, y - \Delta y) - u_x(x, y + \Delta y)}{|2 \cdot \Delta y|} + \frac{u_y(x - \Delta x, y) - u_y(x + \Delta x, y)}{|2 \cdot \Delta x|} \right] \quad (8c)$$

Rotation:

$$r_{xy}(x, y) \approx \frac{1}{2} \left[\frac{u_x(x, y - \Delta y) - u_x(x, y + \Delta y)}{|2 \cdot \Delta y|} - \frac{u_y(x - \Delta x, y) - u_y(x + \Delta x, y)}{|2 \cdot \Delta x|} \right] \quad (8d)$$

Δx und Δy bezeichnen den Stützstellenabstand in x- und y-Richtung

Mit dieser Messmethode kann man nur die zweidimensionale Projektion des dreidimensionalen Verschiebungsfeldes (Gleichung 3) in der Bildebene der Messaufnahme ermitteln. Man kann also nur zwei Komponenten (u_x , u_y) des Verschiebungsfeldes messen. Die dritte Komponente des Verschiebungsfeldes (u_z) kann unter der Annahme, dass das Volumen der Probe bei der plastischen Verformung konstant bleibt (Gleichung 9), berechnet werden. Dies ist dann der Fall, wenn die elastischen Verformungen vernachlässigbar klein sind und man Schädigungseinflüsse, wie etwa Poren und Risse, vernachlässigt.

$$\frac{\Delta V}{V} \equiv 0 \quad (9)$$

Gleichung (9) ergibt, dass das Verschiebungsfeld der plastischen Verformung, bei Vernachlässigung der elastischen Verformung, quellenfrei ist. Dadurch ist die Summe der Dehnungen in x- y- und z-Richtung gleich Null (siehe Gleichung 10).

$$\operatorname{div} \underline{u}(x, y, z) = \frac{\partial}{\partial x} u_x + \frac{\partial}{\partial y} u_y + \frac{\partial}{\partial z} u_z = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0 \quad (10)$$

Sind also zwei der drei Dehnungskomponenten bekannt, kann man die dritte Komponente indirekt über die Divergenz des zweidimensionalen Verschiebungsfeldes berechnen.

$$\varepsilon_{zz} = -(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}) = -\text{div } \underline{u}(x, y) \quad (11)$$

An dieser Stelle sei erwähnt, dass der erhaltene Wert für die Dehnung in z-Richtung nur die Dehnung an der Oberfläche der Probe angibt und daher nicht mit der mittleren Dehnung in z-Richtung (Querkontraktion) übereinstimmen muss. Weiters soll noch erwähnt werden, dass diese Annahmen bei kleinen plastischen Verformungen nicht getroffen werden können. Beim Auftreten von Poren oder Rissen sind die ermittelten Dehnungen in z-Richtung nicht mehr zuverlässig. Die Dehnungskarten in z-Richtung werden jedoch trotzdem verwendet um, sie mit der Entwicklung der Oberflächenstruktur der Probe zu vergleichen.

Um die ermittelten lokalen Dehnungen der einzelnen Verformungsschritte untereinander vergleichen zu können, benötigt man einen Bezugswert. Als Bezugswerte dienen die jeweiligen globalen Dehnungen, die auf zwei unterschiedliche Arten ermittelt werden können, nämlich über die Verschiebung der eingebrachten Härteeindrücke (siehe Kapitel 3.3) oder durch die Bildung eines Mittelwertes der lokalen Dehnungen im analysierten Bereich.

Die Berechnung der globalen Dehnung erfolgt wie bei Unterweger [20] über die Bildung eines arithmetischen Mittelwertes der x-Dehnungen im analysierten Bereich und ist definiert als:

$$\varepsilon_{global} = \sum_{m=1}^M \sum_{n=1}^N \frac{\varepsilon_{xx}(m, n)}{M \cdot N}. \quad (12)$$

M gibt die Anzahl der Datenpunkte in x-Richtung und N die Anzahl der Datenpunkte in y-Richtung an.

Für die Darstellung der lokalen Dehnungen ist es oft günstiger, dies in einer normierten Form zu tun. Die Normierung erfolgt, indem man die lokalen Dehnungen, Scherungen und Rotationen durch die mittlere globale Dehnung dividiert.

So erhält man das Feld der relativen Dehnung, der relativen Scherung und der relativen Rotation:

$$\kappa_{ij} = \frac{\varepsilon_{ij}(x, y)}{\varepsilon_{global}}, \text{ mit } i, j = x, y \quad (13a)$$

und

$$\kappa_{zz} = -\frac{\varepsilon_{xx}(x, y) + \varepsilon_{yy}(x, y)}{\varepsilon_{global}} \quad (13b)$$

und

$$\rho_{xy} = \frac{r_{xy}}{\varepsilon_{global}} \quad (13c)$$

Der Vorteil dieser Darstellungsart ist, dass man die Dehnungskarten, welche bei unterschiedlichen Verformungsstufen ermittelt wurden, sofort miteinander vergleichen kann, Bereiche hoher lokaler Dehnungen schnell ersichtlich sind und mögliche Änderungen der Verformungsmuster zwischen den einzelnen Verformungsschritten leicht zu erkennen sind.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass es zwei verschiedene Arten von Dehnungsdaten gibt. Die Auswertung erfolgt sowohl mit kumulativen Daten, die den Verformungszustand zwischen dem unverformten Zustand und den jeweiligen verformten Zuständen beschreiben, als auch mit inkrementellen Daten, welche die Veränderungen zwischen zwei beliebigen Verformungszuständen beschreiben.

2.2.3 Die Dehnungsverteilungsfunktion

Mit Hilfe der Dehnungsverteilungsfunktion kann man die Häufigkeit, mit der ein bestimmter Dehnungswert vorkommt, angeben.

Sie ist definiert als:

$$f(\varepsilon_i) = \frac{1}{2 \cdot \Delta\varepsilon_i} \cdot \frac{1}{N} \cdot H(\varepsilon_i) \quad (14)$$

Wobei $H(\varepsilon_i)$ die absolute Häufigkeit im Intervall $[\varepsilon_i - \Delta\varepsilon_i, \varepsilon_i + \Delta\varepsilon_i]$ und $\Delta\varepsilon_i$ die halbe Klassenbreite angibt. N ist die Gesamtanzahl aller Dehnungswerte.

Die Summe der einzelnen relativen Häufigkeiten mal der Klassenbreite entspricht der Fläche unter der Kurve der Verteilungsfunktion und ist stets gleich 1.

$$\sum_i [f(\varepsilon_i) \cdot 2\Delta\varepsilon_i] = 1 \quad (15)$$

Bei einer idealen homogenen Verformung würde sich die Dehnungsverteilungsfunktion als eine sehr schmale und hohe Funktion darstellen. Wobei die Form der Kurve von der Genauigkeitsverteilung der Verschiebungsdaten abhängig ist.

Mit zunehmender Inhomogenität der Verformung wird die Verteilungsfunktion niedriger und breiter. Aus diesen Überlegungen hat Unterweger [6] einen Homogenitätsparameter eingeführt, der folgendermaßen definiert ist:

$$H_k = \frac{h_{\max}}{\beta_{1/2}}. \quad (16)$$

In Gleichung (16) bezeichnet h_{\max} die maximale Höhe der Verteilungsfunktion und $\beta_{1/2}$ die Halbwertsbreite der Funktion (siehe Abbildung 2-5).

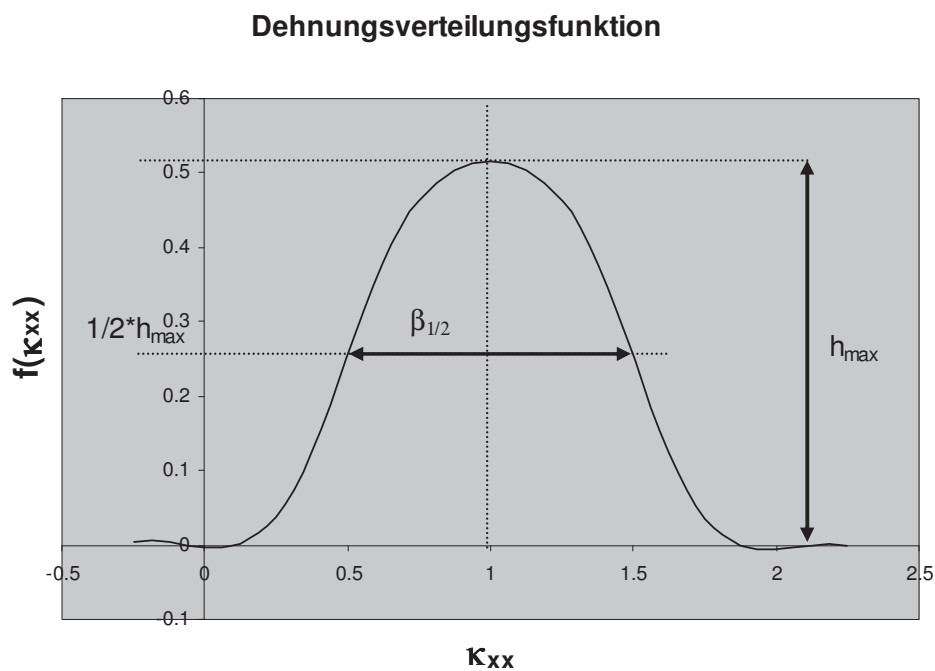


Abbildung 2-5: Für die Definition des Homogenitätsparameters H_k

Abschließend sei noch erwähnt, dass mit Hilfe des Programms MEX 3.1 von der Firma Alicona, mit dem man auch das homologe Punktefile ermittelt, Verschiebungsprofile entlang einer Linie ausgewertet werden können. Der Vorteil dieser Profile ist, dass die Daten nicht geglättet werden müssen.

2.3 Plastische Verformung von Metallen

In diesem Kapitel sind die theoretischen Grundlagen der plastischen Verformung von Einkristallen und Polykristallen kurz zusammengefasst. Eine genaue Beschreibung der plastischen Verformung von Einkristallen und Polykristallen und die Auswirkung verschiedener Einflussfaktoren, wie etwa die Korngröße, die Korngrenzen oder die Subkornstruktur, sind in [8, 21, 22] zu finden.

Die plastische Verformung von Metallen erfolgt hauptsächlich durch die Bewegung von Versetzungen in Gleitsystemen, die durch die Gleitebenen und die Gleitrichtungen definiert sind. Die Gleitsysteme sind zumeist dichtest gepackte Netzebenen und Richtungen, da in diesen die Peierlsspannung, welche für die Versetzungsbewegung überwunden werden muss, am geringsten ist. Für kubische Gitter ergeben sich folgende Gleitsysteme:

kubisch flächenzentriertes Gitter (kfz): $\{111\}\langle 011\rangle$

kubisch raumzentriertes Gitter (krz): $\{011\}\langle 111\rangle$, $\{112\}\langle 111\rangle$, und $\{123\}\langle 111\rangle$

Das kristallographische Gleiten ist der wichtigste Verformungsvorgang in duktilen Werkstoffen. Es gibt jedoch noch andere Verformungsmöglichkeiten, wie etwa Kriechprozesse bei höheren Temperaturen oder die mechanische Zwillingsbildung. Verformungszwillinge entstehen durch Scherverformung, wobei ein Kristallbereich in eine spiegelsymmetrische Lage zur Ausgangslage übergeführt wird. Diese Art der Verformung tritt häufig bei Metallen mit einer niedrigen Stapelfehlerenergie auf. Sie ist jedoch auch bei Metallen mit einer mittleren bis hohen Stapelfehlerenergie möglich, wenn die Verformung bei tiefen Temperaturen und/oder bei einer hohen Beanspruchungsgeschwindigkeit erfolgt. Die Verformungszwillinge entstehen meist in der Form von Bündel, wobei diese Bündel eine Stärke von $0.5 \dots 1\mu\text{m}$ aufweisen [8].

2.3.1 Einkristallverformung

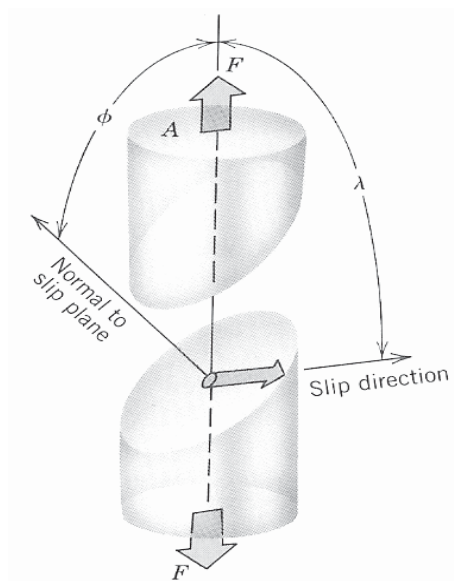
Bei der Verformung von Einkristallen können einige Vereinfachungen getroffen werden. Es wird angenommen, dass der Spannungszustand, vor der plastischen Verformung, über die gesamte Probe konstant ist. Weiters können die Versetzungen durch die gesamte Probe

laufen, da es keine Korngrenzen gibt, die die Versetzungsbewegung behindern. Die Verfestigung erfolgt durch die Entstehung und gegenseitige Wechselwirkung von Versetzungen.

Da diese Vereinfachungen für Polykristalle nicht zutreffen, können die Untersuchungsergebnisse von der Einkristallverformung nicht ohne weiteres mit jenen von vielkristallinen Proben verglichen werden.

Die plastische Verformung kristalliner Stoffe erfolgt durch Abgleitung von Versetzungen unter der Wirkung einer Schubspannung τ . Die in den Gleitebenen herrschenden Schubspannungen können mit dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz (Gleichung 17) aus der angelegten äußeren Spannung berechnet werden.

$$\tau = \sigma \cdot \cos \phi \cdot \cos \lambda \quad (17)$$



- τ ... Schubmodul in der Gleitebene
- σ ... Angelegte äußere Spannung
- ϕ ... Winkel zwischen Probenachse und Gleitebenennormalen
- λ ... Winkel zwischen Lastachse und Gleitrichtung

Abbildung 2-6: Zur Erklärung des Schmid'schen Schubspannungsgesetzes

Wobei der Ausdruck $\cos \phi \cdot \cos \lambda$ als Schmidfaktor bzw. Orientierungsfaktor m bezeichnet wird. Dieser Faktor kann maximal den Wert 0.5 erreichen. Gibt es mehr als ein Gleitsystem, haben die unterschiedlichen Gleitsysteme in der Regel auch unterschiedliche Schmidfaktoren. Bei gegebener äußerer Spannung erfährt nach Gleichung (17) dasjenige Gleitsystem mit dem höchsten Schmidfaktor die größte Schubspannung. Versetzungsbewegung erfolgt, wenn die im Gleitsystem wirkende Schubspannung einen kritischen Wert τ_c überschreitet. Die

minimale Spannung, die notwendig ist, um eine Versetzung zu bewegen, ist die Peierls-Spannung. In duktilen Materialien ist die kritische Spannung aber meist kleiner als die Peierls-Spannung, was auf die thermische Aktivierung der Versetzungen zurückzuführen ist. Das heißt, dass die Peierls-Spannung mit Hilfe der Temperaturbewegung der Atome leichter überwunden werden kann. Kommt es zur plastischen Verformung eines Kristalls und wird die Belastungsachse dabei konstant gehalten, muss sich die Orientierung des Kristalls durch die Abgleitung ändern. Durch die Änderung der Orientierung ändert sich auch die Verteilung der Orientierungsfaktoren m in den einzelnen Gleitsystemen und es können auch andere Gleitsysteme aktiviert werden. Durch die Bewegung der Versetzungen kommt es zu einer gegenseitigen Behinderung und in weiterer Folge zu einem Blockieren der Versetzungsbewegung. Um die plastische Verformung aufrechterhalten zu können müssen neue Versetzungen erzeugt werden. Dadurch wird die Versetzungsdichte erhöht und es kommt zu einer Verstärkung der Wechselwirkung zwischen den Versetzungen. Diese bewirkt eine Verfestigung in den aktiven Gleitsystemen, wodurch auch ungünstiger orientierte Gleitsysteme aktiviert werden. Die Verfestigung wird in erster Näherung mit der Taylor Gleichung (18) berechnet.

$$\tau_c = \tau_0 + \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (18)$$

Wobei α eine Konstante ist und zwischen 0.1 und 0.5 liegt. G bezeichnet den Schubmodul, b den Burgersvektor einer Versetzung und r die Versetzungsdichte.

2.3.1.1 Lokalisierung der Verformung in Einkristallen

Um den Vorgang, der zur Lokalisierung der Verformung in Einkristallen führt, zu verstehen muss man zunächst die Verfestigungskurve eines Einkristalls betrachten. Die idealisierte Verfestigungskurve kann man in drei Bereiche einteilen.

- Bereich I: (Easy-Glide-Bereich) Geringer Verfestigungskoeffizient
- Bereich II: Große lineare Festigkeitszunahme
- Bereich III: Abnahme des Verfestigungskoeffizienten

Der Bereich I ist dadurch gekennzeichnet, dass Versetzungen nach Erreichen der kritischen Schubspannung lange Wege zurücklegen können und teilweise den Kristall verlassen. Dieser Bereich ist in reinen Metallen sehr klein. Durch lokal betätigte sekundäre Gleitsysteme kommt es zu einer Zunahme der Festigkeit. Die Gleitlinien in diesem Bereich sind nach Perzyna [21] lang und ihre Länge wird nicht von der Verformung beeinflusst. Nach dem Bereich I folgt der Bereich II, der durch eine große lineare Festigkeitszunahme gekennzeichnet ist. Die Festigkeitszunahme resultiert daraus, dass die Versetzungen auf sekundären Gleitsystemen mit den primären Versetzungen reagieren und unbewegliche Versetzungen erzeugen. Diese Lomer- oder Lomer-Cottrell-Locks können von nachfolgenden Versetzungen nicht überwunden werden. Dadurch steigt im Kristall die Versetzungsdichte und somit auch die Festigkeit. Durch die hohe Versetzungsdichte ordnen sich die Versetzungen zu Versetzungsnetzwerken an, um die Energie zu minimieren. In Bereich II sind die Versetzungslinien nach Perzyna [21] eher kurz und deren Längen vermindern sich mit zunehmender Verformung. Das heißt, die Länge der Versetzungslinie ist umgekehrt proportional zum Verformungsgrad im Bereich II. Dadurch kommt es zum so genannten Feingleiten.

Nach Erreichen einer Schubspannung τ_{III} (siehe Abbildung 2-7) beginnt der Bereich III. Hier nimmt die Festigkeit zwar weiter zu, aber der Verfestigungskoeffizient wird kleiner. Der Grund für die Verringerung des Verfestigungskoeffizienten ist in erster Linie das Quergleiten von Schraubenversetzungen. Im dritten Bereich der Verfestigungskurve eines Einkristalls bilden sich Bänder durch Grobgleiten von Versetzungen. Perzyna [21] schreibt in seiner Arbeit, dass durch das Grobgleiten eine neue längliche Substruktur im Gefüge entsteht, welche größer als die Maschenlänge der Versetzungsnetzwerke ist. Durch das Zusammenbrechen einer Versetzungszellwand bei einer hohen Spannung kommt es zum Abgleiten einer großen Zahl von Versetzungen über eine weite Distanz. Dieses lokale Abgleiten wird als Grobgleiten von Versetzungen bezeichnet. Mit zunehmender Spannung steigt auch die Grobgleitung, was zur Folge hat, dass sich die Verformung zunehmend lokalisiert. Der Zusammenbruch von Versetzungsnetzwerken führt also zu einer geometrischen Entfestigung und in weiterer Folge zu einer Lokalisation der Verformung.

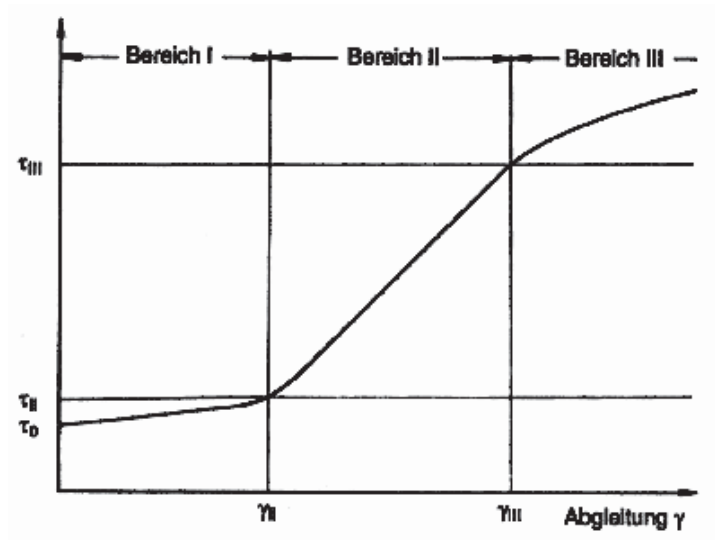


Abbildung 2-7: Schematische Verfestigungskurve von kfz-Einkristallen orientiert für Einfachgleitung

2.3.2 Verformung von Polykristallen

Die getroffenen Vereinfachungen für die Verformung von Einkristallen treffen in vielkristallinen Proben nicht mehr zu. Die Kristallite in Polykristallen sind bei der Verformung Einschränkungen unterworfen, da sich die Probe als Ganzes verformen muss, ohne in einzelne Körner zu zerfallen. Polykristalline Proben bestehen aus einer Vielzahl von Körnern, die unterschiedlich orientiert und durch Korngrenzen getrennt sind. Durch die unterschiedliche Orientierung weisen die Körner auch verschiedene Schmidfaktoren auf. Wird eine äußere Spannung an die Probe angelegt, werden sich die Körner mit einem hohen Schmidfaktor plastisch verformen, während sich die ungünstiger orientierten Körner nur elastisch verformen. Die plastische Formänderung einzelner Körner wird jedoch von der nicht verformten Umgebung (Matrix) unterdrückt, was rasch zu hohen inneren Spannungen führt. Dadurch wird in den Nachbarkörnern die kritische Schubspannung, welche zur Versetzungsbewegung notwendig ist, erreicht. Im Versetzungsmodell stellt sich das Ganze folgendermaßen dar. Durch eine äußere Spannung wird ein Gleitsystem eines Korns angeregt und es kommt zur Bewegung der Versetzungen. Die Korngrenzen stellen jedoch unüberwindliche Hindernisse für die Versetzungsbewegung dar. Dadurch kommt es zu einer Aufstauung der Versetzungen an den Korngrenzen und zu einer Zunahme der Versetzungsdichte im Korn. Die aufgestauten Versetzungen üben eine Kraft auf das unverformte Nachbarkorn aus und erhöhen dadurch die wirksame Spannung in dessen Gleitsystem. Wird die kritische Schubspannung im Nachbarkorn erreicht kommt es auch hier

zum Abgleiten von Versetzungen. Die Verformung der Körner in polykristallinen Stoffen erfolgt also nicht unabhängig voneinander. Wenn ein Korn von vielen Nachbarn umgeben ist muss es im Prinzip zu einer beliebigen Formänderung fähig sein. Für eine beliebige Formänderung ist nach Taylor die Betätigung von fünf unabhängigen Gleitsystemen notwendig. In kubischen Gittern gibt es 12 verschiedene Gleitsysteme und damit 384 Kombinationen für fünf unabhängige Gleitsysteme. Taylor hat das Verfestigungsverhalten von Vielkristallen unter der Annahme berechnet, dass diejenigen Gleitsysteme aktiviert werden, deren Gesamtscherung am kleinsten ist. Zur Berechnung der wirksamen Schubspannung in den Kristallen (Gleichung 19) wird der Schmidfaktor durch den Taylorfaktor ersetzt. Dieser wird durch statistische Mittelung über alle Schmidfaktoren bestimmt.

$$\tau = M \cdot \sigma \quad (19)$$

Für statistisch orientierte kfz-Polykristalle ist $M \approx 3.06$

2.3.2.1 Lokalisierung der Verformung in Polykristallen

Das Modell für die Lokalisierung der Verformung in Einkristallen, lässt sich nicht ohne weiters auf polykristalline Materialien übertragen. Da die Korngrenzen unüberwindliche Hindernisse für die Versetzungsbewegung darstellen, werden in den unterschiedlich orientierten Körnern auch unterschiedliche Gleitsysteme aktiviert. Die Körner in einem Polykristall können sich also nicht frei verformen, deshalb tritt der Mechanismus des Grobgleitens bereits bei geringen Verformungen ein. Perzyna [21] schreibt in seiner Arbeit, dass die Gleitlinien, in der Zone der lokalisierten Verformung, die Korngrenzen unterschiedlich orientierter Körner nicht zerstören, sich jedoch über mehrere gleich orientierte Körner ausbreiten. Diese durch Grobgleitung ausgelöste lokalisierte Verformung über einige Körner wird als Mikro-Scherband bezeichnet. Dort, wo sich Mikro-Scherbänder zusammenschließen kommt es zu Ausbildung von makroskopischen Scherbändern. Die Orientierung der Mikro-Scherbänder ist die gleiche wie die der Makro-Scherbänder. Wenn die Verformung durch Bildung von Mikro-Scherbändern überwiegt, kommt es zu einer geometrischen Entfestigung und die weitere Verformung läuft nach demselben Prinzip wie das Grobgleiten in Einkristallen ab.

3 Versuchsdurchführung

3.1 Material

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine aushärtbare Aluminiumknetlegierung mit der Bezeichnung Al 6061 untersucht. Die genaue Zusammensetzung der Legierung ist in Tabelle 3.1 dargestellt. Das Material wurde pulvermetallurgisch hergestellt und vom Hersteller nach dem Sinternvorgang extrudiert (Extrusionsverhältnis 1:10). Das Material liegt in Rundstangen mit einem Durchmesser von 25 mm vor (siehe Abbildung 3-1). Die Gefügeentwicklung beim Extrudieren einer Aluminiumlegierung mit der Bezeichnung Al 2014 wurde in [23] untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen lieferten, dass es durch den Extrusionsvorgang zu einer parallelen Ausrichtung und schichtweisen Anordnung der Körner in Extrusionsrichtung kommt. Außerdem stellt sich bei diesem Umformprozess eine ausgeprägte Fasertextur in $\langle 111 \rangle$ Richtung und einer zweiten, etwas schwächer ausgeprägten Textur in $\langle 100 \rangle$ Richtung ein. Dadurch kann das Werkstoffverhalten nicht mehr als isotrop angesehen werden.

Tabelle 3.1: chemische Analyse von Al 6061

Element	Mg	Si	Cu	Al
wt%	1	0.6	0.3	Rest

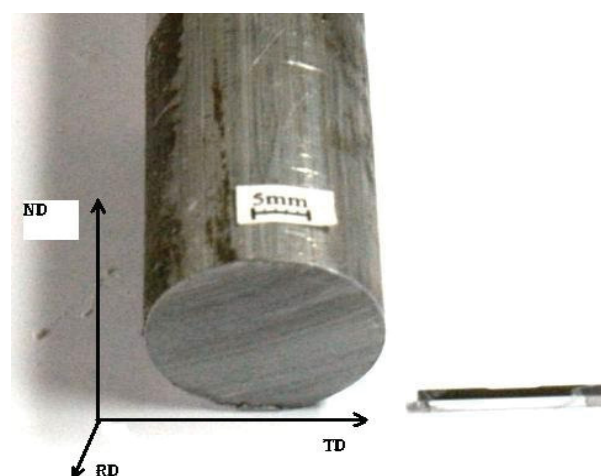


Abbildung 3-1: Probe und Vormaterial (ND: normal direction; TD: transversal direction; RD: rolling direction)

3.2 Probengeometrie und Wärmebehandlung

Es wurden Zugproben mit einem quadratischen Querschnitt und den in Abbildung 3-2 dargestellten Abmessungen aus einer Rundstange (Abbildung 3-1) herausgeschnitten. Diese Probengeometrie wurde gewählt, um die lokale Verformung der Zugprobe in zwei unterschiedlichen Ebenen, nämlich in der RD-TD Ebene und der ND-TD Ebene (siehe Abbildung 3-2b), zu untersuchen. Im Weiteren wird die RD-TD Ebene als Seite A und die ND-TD Ebene als Seite B bezeichnet. Die Seite A ist parallel zur Extrusionsrichtung und die Seite B steht in einem Winkel von 90 Grad zur Extrusionsrichtung. Um die Verformung auf einen Bereich in der Mitte der Probe zu konzentrieren, wurde auf der Unterseite der Probe eine Kerbe mit einer Länge von 4 mm und einer Tiefe von 0.2 mm eingebracht. Der analysierte Bereich liegt so weit von der Kerbe entfernt, dass der mehrachsige Spannungszustand, der sich in der Nähe der Kerbe einstellt, keinen Einfluss auf die ermittelten Dehnungskarten hat. Um den Einfluss der Probenkante auf die lokalen Dehnungen zu untersuchen, wurde die Lage der zu analysierenden Bereiche auf der Seite A und der Seite B der Probe so gewählt, dass sie so nahe wie möglich an der Probenkante lagen. Der Abstand der analysierten Bereiche zur Probenkante beträgt ca. $30\mu\text{m}$.

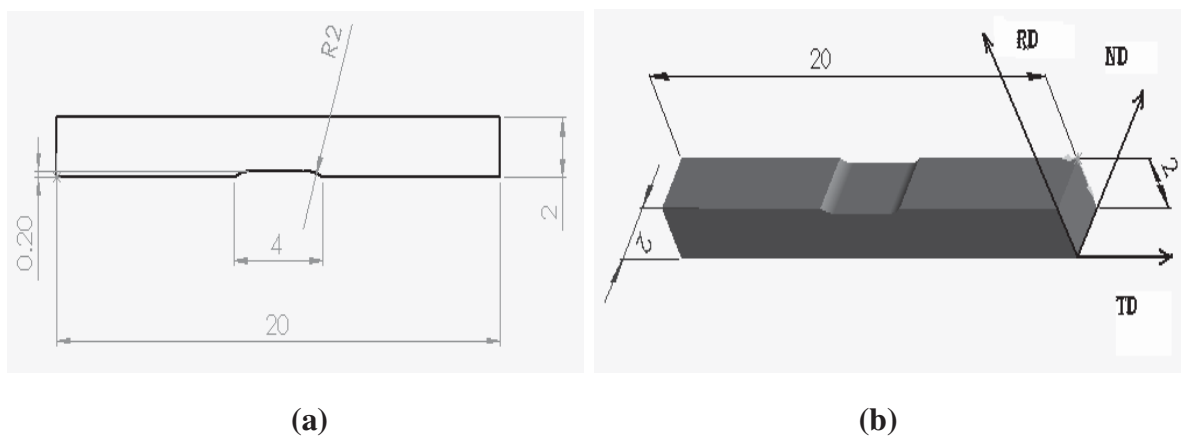


Abbildung 3-2: Probengeometrie für den Zugversuch. (a) Abmessungen der Probe, (b) Bezeichnung des Koordinatensystems

Nach der Probenherstellung wurde eine Wärmebehandlung durchgeführt, die einem unteralterten Zustand des Materiales entsprach und aus einem Lösungsglühen, Wasserabschrecken und anschließendem Auslagern bestand.

Lösungsglühen	$\vartheta = 530^{\circ}\text{C}$	$t = 1\text{h}$
Wasserabschrecken	$\vartheta = 20^{\circ}\text{C}$	
Auslagern	$\vartheta = 175^{\circ}\text{C}$	$t = 15\text{min}$

Dies entspricht der Wärmebehandlungsvorschrift T6 für den unteralterten Zustand einer Al 6061 Probe [24].

3.3 Präparation und Kontrastierung

Für die Versuchsdurchführung werden an die Probenoberfläche zwei Hauptanforderungen gestellt. Einerseits soll die Oberfläche für die lokale Verformungsmessung gut strukturiert sein und andererseits soll sie keinerlei Verschmutzungen oder Verformungsschichten aufweisen, da diese die automatische Orientierungsmessung erheblich stören. Um dies zu gewährleisten, wurden zunächst zwei im rechten Winkel aufeinander stehende Probenoberflächen auf einer Tellerschleifmaschine mit unterschiedlich gekörntem Schleifpapier (320, 400, 800, 1200) geschliffen. Anschließend wurden die Proben in einer automatischen Poliermaschine vom Typ MINIMET 1000 des Herstellers *Buehler Ltd.* poliert. Durch das mechanische Polieren entsteht, abhängig vom Werkstoff, eine verformte Oberflächenschicht, welche ein bis mehrere μm dick ist. Um diese Schicht abzutragen und die Oberfläche für die Verformungsmessung zu strukturieren, wurden zwei verschiedene Endpräparationen durchgeführt, siehe die Varianten 1 und 2 unten.

Um den zu analysierenden Bereich auf der Probenoberfläche leicht wieder zu finden und um die globalen Dehnungen messen zu können, wurden als letztes zwei Mikrohärteeindrücke (Abbildung 3-3) auf beiden präparierten Oberflächen eingebracht. Der Abstand der Mikrohärteeindrücke wurde so groß gewählt, dass diese keinen Einfluss auf die ermittelten Dehnungskarten haben.

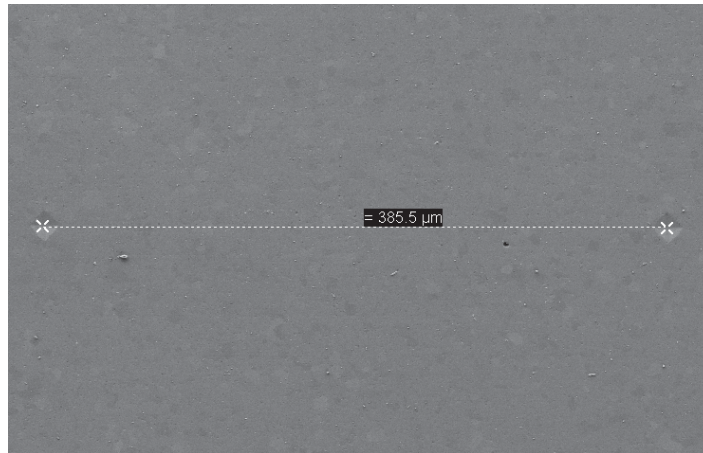


Abbildung 3-3: Mikrohärteeindrücke für die Kennzeichnung des zu analysierenden Bereiches

Variante 1: Ätzen mit Flusssäure

Die Probenoberfläche wurde mit wasserverdünnter Flusssäure (Zusammensetzung: 100ml H₂O und 5g HF) zwei Minuten lang behandelt. Dabei wurden die unterschiedlich orientierten Körner verschieden stark vom Ätzmittel angegriffen. Die Kornflächenätzung führt zu einer gut strukturierten Oberfläche (Abbildung 3-4), welche ausgezeichnet geeignet ist für die lokale Verformungsmessung. Der Nachteil dieser Präparation ist, dass es zu einem starken Lochfraß kommt und die dadurch entstandenen Poren für die Orientierungsmessung sehr hinderlich sind. Deshalb wurde diese Präparation für die weiteren Versuche nicht mehr verwendet.

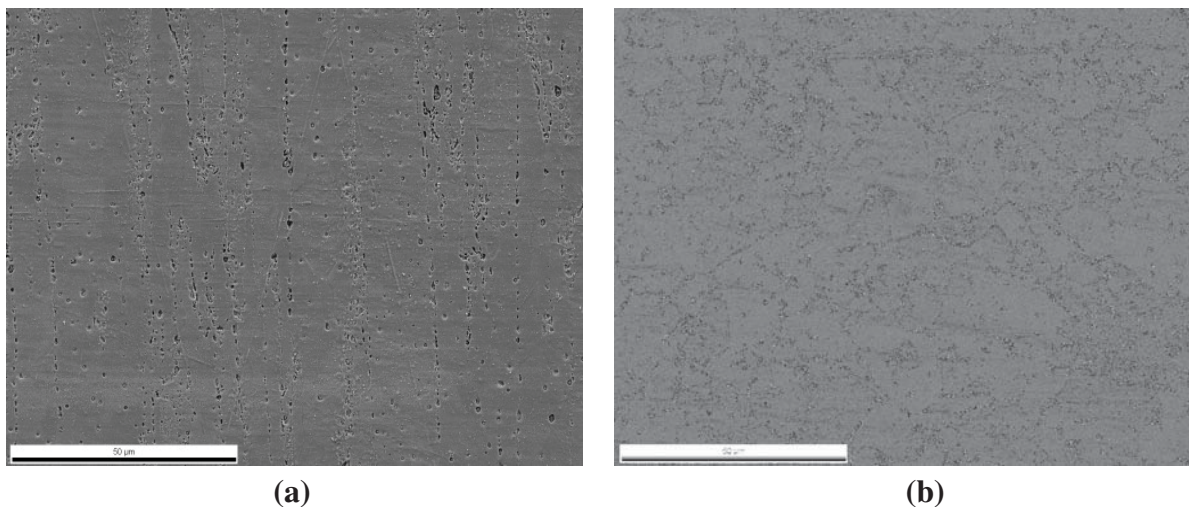


Abbildung 3-4 : REM Aufnahme der geätzten Oberfläche. (a) Seite A, (b) Seite B

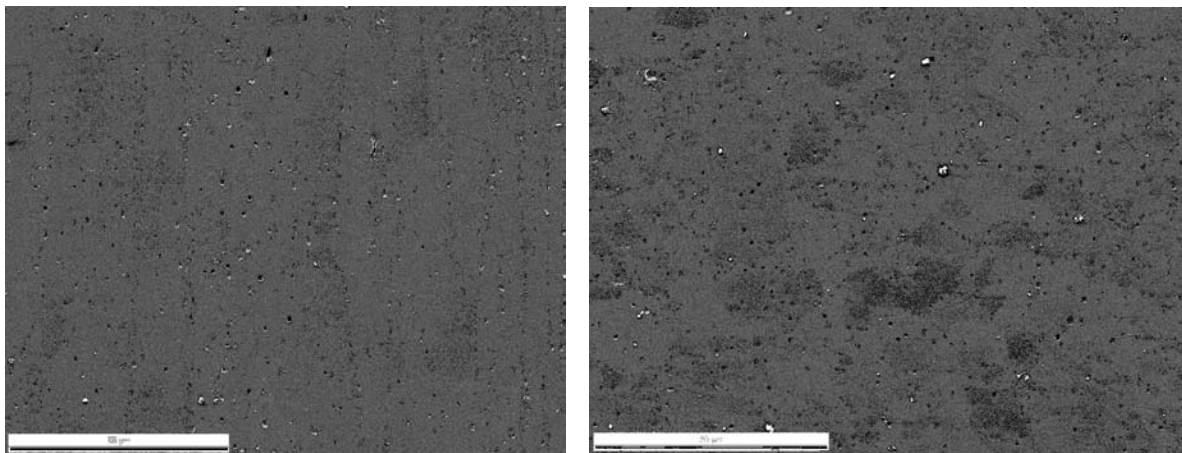
Variante 2: elektrolytisches Polieren

Die Proben wurden mit einer Poliervorrichtung der Firma *Struers Polectrol* und mit dem Elektrolyten A2 (Bezeichnung der Firma *Struers*) elektrolytisch poliert. Dafür wurden folgende Einstellungen an dem Polierapparat vorgenommen:

Probenspannung:	38V
Durchflussgeschwindigkeit:	4 ½
Polierzeit:	5 Sekunden

Die so erzeugte Oberflächenstruktur (Abbildung 3-5) ist gut geeignet für die lokale Verformungsmessung und hat auch keinen Einfluss auf die automatische Orientierungsmessung.

Für größere Verformungen (über 7% globale Dehnung) benötigt man jedoch eine stärker kontrastierte Oberfläche.



(a)

(b)

Abbildung 3-5: REM Aufnahme der elektrolytisch polierten Oberfläche. (a) Seite A, (b) Seite B

3.4 Lokale Kristallorientierungsmessung

Zur Bestimmung der lokalen Kristallorientierung wurden EBSD-Scans des zu analysierenden Bereiches vor der Belastung und nach der maximalen Formänderung aufgenommen. Abbildung 3-6 zeigt den schematischen Versuchsaufbau zur Aufnahme von EBSD Bildern im

REM. Die rückgestreuten Elektronen verursachen an einem Phosphorschirm Beugungsbilder, welche von einer hochlichtempfindlichen Kamera aufgenommen werden. Diese Beugungsbilder werden anschließend einer Bildverarbeitung unterzogen, um das Signal-Rausch-Verhältnis zu verbessern. Die so bearbeiteten EBSD Aufnahmen werden in ein entsprechendes Auswertungsprogramm übernommen und können dort manuell oder automatisch ausgewertet werden. Das Verfahren zur lokalen Verformungsmessung wurde bereits in Kapitel 2.1 ausführlich beschrieben.

Für die Durchführung der lokalen Kristallorientierungsmessung wurde die Probe in das REM eingelegt und der Probenstisch um 70 Grad verkippt. Danach wurden der Phosphorschirm und die TV-Kamera in die Aufnahmeposition gebracht und die Einstellungen am REM zur Aufnahme der Beugungsbilder vorgenommen. Danach wurde einen 120µm langer und 90µm hohen Bereich zwischen den beiden Mikrohärteeindrücken aufgenommen.

Einstellungen am Rasterelektronenmikroskops für das EBSD:

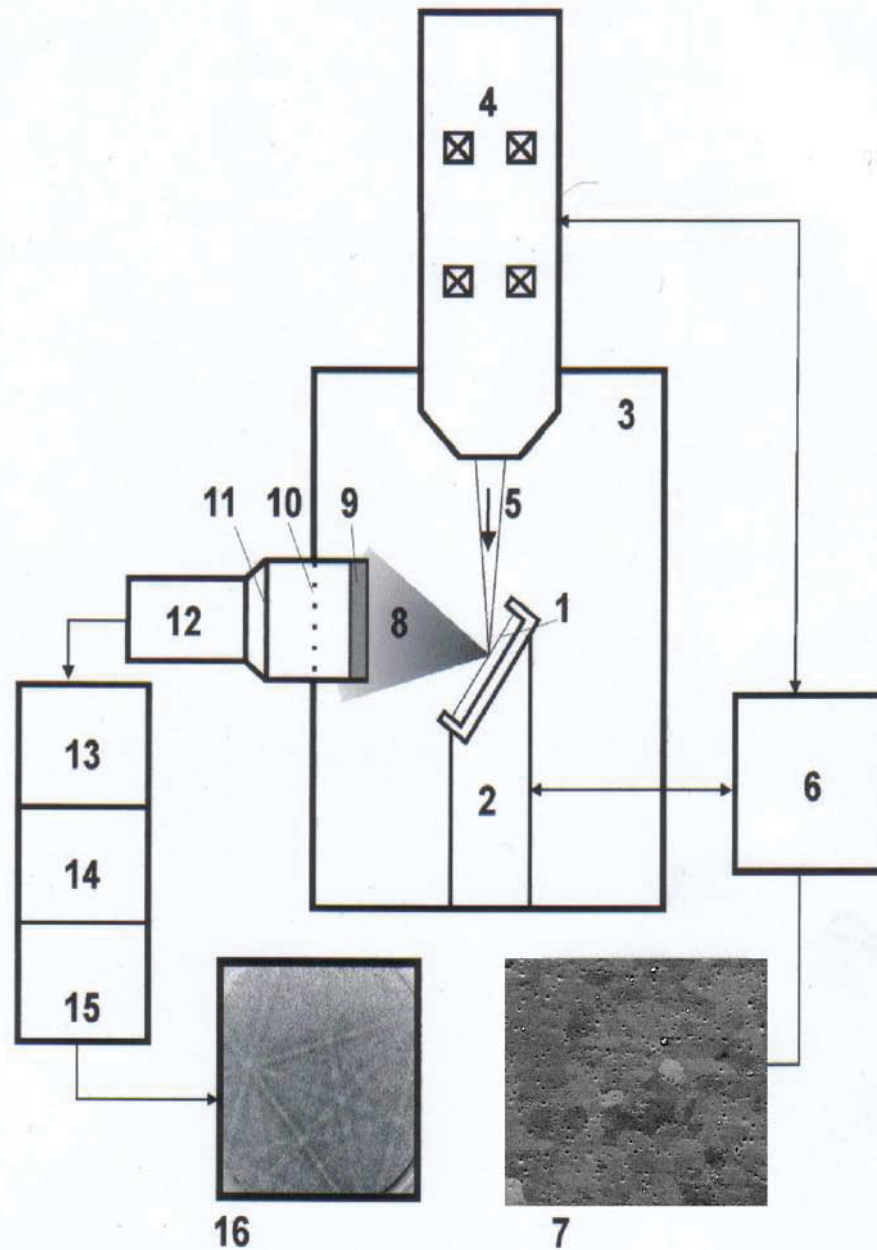
Beschleunigungsspannung (EHT): 20kV
Probenstrom: 1000pA
Kippwinkel: 70°
High Current: ein
Apparaturblende: 60µm
Arbeitsabstand: 12...15mm
Vergrößerung: 500x

Einstellungen im OIM-Programm:

Binned Pattern Size: 96
Thata Step Size: 2°
IQ Type: Hough
Rho Fraction: 80%
Max Peak Count: 8
Min Peak Count: 3
Min Peak Magnitude: 5
Min Peak Distance: 23
Scanbereich: 125x95µm
Schrittweite: 1µm

Durch das Abrastern der Probe mit dem Elektronenstrahl kommt es zu einer Kontamination der Probenoberfläche, welche sich als dunklere Stelle darstellt. Die Ursache für die Kontamination sind Kohlenwasserstoffe, die sich in der Vakuumkammer des REM befinden

und sich auf der Probenoberfläche abscheiden. Die Kontamination wirkt sich einerseits störend auf die weiteren Scans aus, andererseits ist sie auch nützlich, da man dadurch den analysierten Bereich auf der Probenoberfläche leicht wieder finden kann.



- | | |
|---------------------------------|------------------------|
| (1) = Probe | (9) = Phosphorschirm |
| (2) = Euzentrischer Probentisch | (10) = Bleiglas |
| (3) = Probenkammer | (11) = Glasfaser |
| (4) = Beschleunigungsröhre | (12) = Kamera |
| (5) = Elektronenstrahl | (13) = Kamerasteuerung |
| (6) = REM Steuerung | (14) = Frame Grabber |
| (7) = REM Bild | (15) = PC |
| (8) = Beugungskegel | (16) = EBSP |

Abbildung 3-6: schematische Darstellung des Aufbaus zur Aufnahme von Beugungsbildern am REM, [17]

3.5 Belastungseinrichtung und Zugversuch

Nach den EBSD-Scans wurde die Probe in eine Belastungseinrichtung des Herstellers *Kammrath & Weiss* eingebaut und in mehreren Schritten (Schrittweite: 1-2.5% plastische Dehnung) plastisch verformt. Aufgrund der speziellen Form der Zugprobe musste ein eigener Probenhalter für die Zugvorrichtung gebaut werden (siehe Abbildung 3-7). Die Kraftübertragung zwischen Probenhalter und Zugprobe erfolgte über einen Reibschluss.

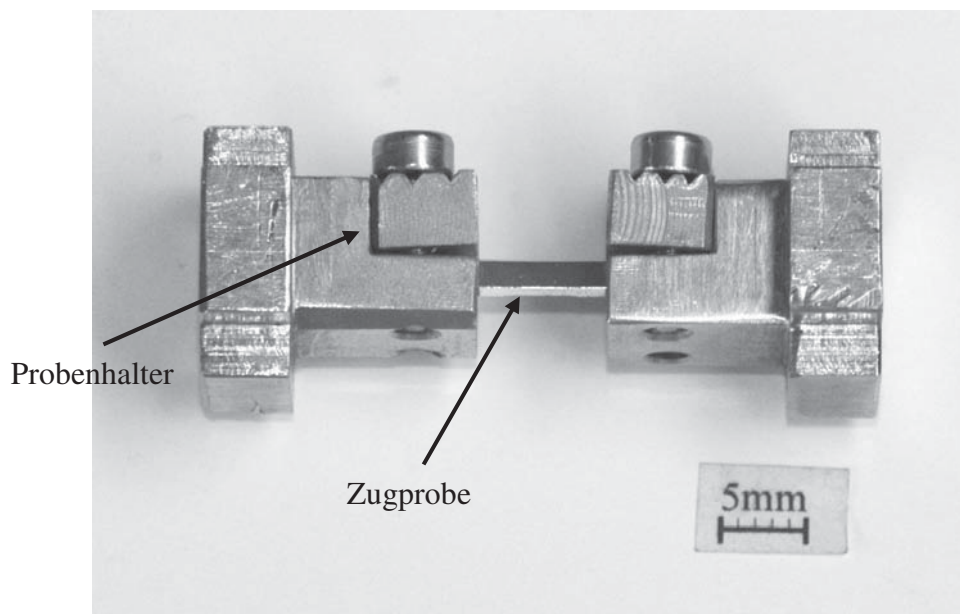


Abbildung 3-7: Probenhalter mit Zugprobe

Die Belastungseinrichtung (Abbildung 3-8) ist mit verschiedenen, wechselbaren Kraftmessdosen ausgestattet (200N, 2kN und 10kN) und besitzt einen induktiven Wegaufnehmer. Für alle Versuche wurde die 2kN Kraftmessdose verwendet. Der induktive Wegaufnehmer misst die Querschiebung der Belastungseinrichtung. Dadurch kann während des Versuches eine Kraft Verschiebungskurve aufgenommen werden, welche später in eine Spannungs-Dehnungs-Kurve umgerechnet wird. Die Dehngeschwindigkeit betrug bei allen Experimenten $3\mu\text{m/s}$, was einer Dehnrates von $7.5 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ entspricht.

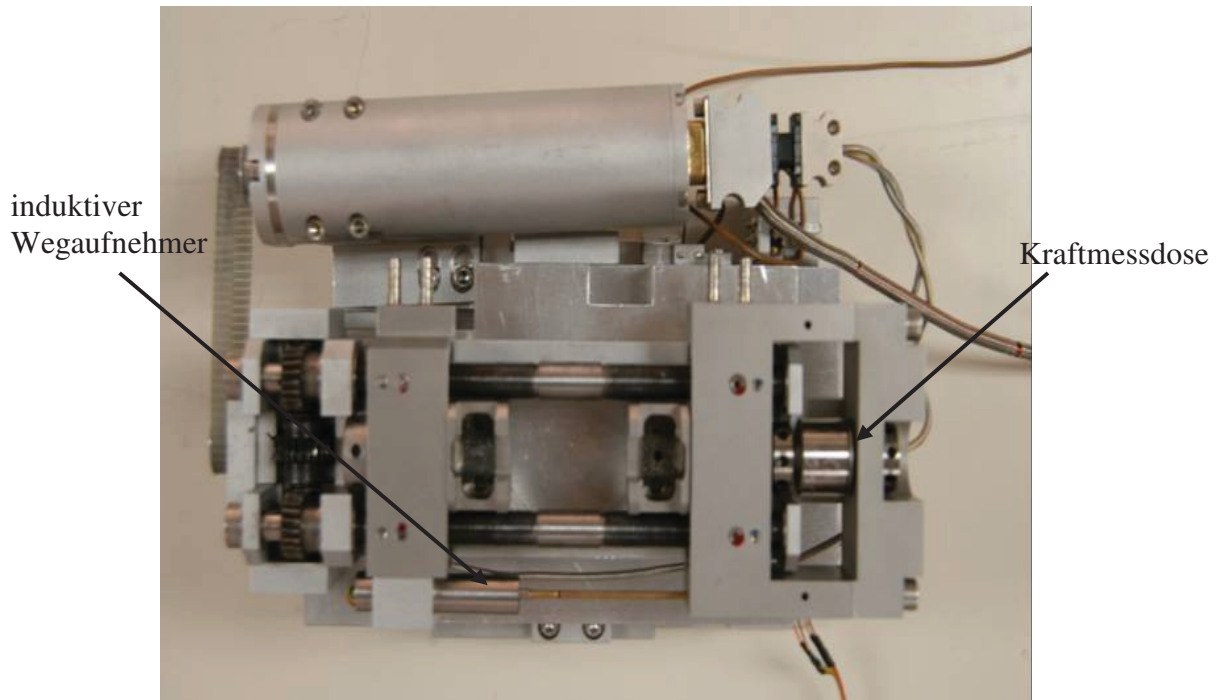


Abbildung 3-8: Belastungseinrichtung Kammrath & Weiss

Nach den jeweiligen Belastungsschritten wurde die Probe wieder in das REM eingebaut und Aufnahmen von der verformten Oberfläche innerhalb des Messbereiches und auf beiden Seiten gemacht. Die Bilder wurden mit einer Auflösung von 3072Pixel x 2304Pixel und einer Pixelgröße von $0.04\mu\text{m}$ aufgenommen, was einer Breite von $120\mu\text{m}$ und einer Höhe von $90\mu\text{m}$ entspricht. Um immer exakt die gleiche Stelle der Probenoberfläche, bei den unterschiedlichen Verformungsstufen aufnehmen zu können, wurde ein Raster eingeblendet, welches mit markanten Punkten auf der Oberfläche zur Deckung gebracht wurde. Dadurch erhält man Bilder von der verformten Oberfläche, welche man später für die lokale Verformungsanalyse verwendet.

Einstellungen am Rasterelektronenmikroskops für die Verformungsmessung:

- Beschleunigungsspannung (EHT): 5kV
- Probenstrom: 1000pA
- High Current: aus
- Apparaturblende: $30\mu\text{m}$
- Arbeitsabstand: 10...12mm
- Vergrößerung: 500x...1000x
- Detektor: Sekundär Elektronen Detektor (SE-Detektor)

Die plastische Verformung wurde mit Hilfe eines uniaxialen Zugversuches realisiert, wobei die globalen Dehnungen auf zwei Arten ermittelt werden können. Einerseits kann die globale

Dehnung wie bei Tatschl in [17] durch die eingebrachten Mikrohärteeindrücke gemessen werden, oder wie bei Unterweger in [20] nachträglich aus den Daten der lokalen Verformungsmessung über Mittelwertbildung (siehe Kapitel 2.2.2) errechnet werden.

Das Verfahren der lokalen Verformungsmessung wurde bereits in Kapitel 2.2 ausführlich beschrieben.

3.6 Dreidimensionale Oberflächenmessung mit InfiniteFocus

Um die inhomogene Verformung in z-Richtung darzustellen, wurde noch dem Zugversuch in Zusammenarbeit mit der Firma *Alicona* eine dreidimensionale Oberflächenstruktur der Probe erstellt. Dies geschah mit der InfiniteFocus Messmethode.

InfiniteFocus (Abbildung 3-9) ist ein Messgerät zur optischen dreidimensionalen Oberflächenmessung. Das Funktionsprinzip beruht darauf, dass optische Messgeräte nur eine geringe Tiefenschärfe aufweisen. Das heißt, es wird nur der Bereich der Probenoberfläche scharf abgebildet, der sich im Focus des Messgerätes befindet. Aufgrund der Focus-Variation generiert das Messgerät sowohl die topographische als auch die registrierte Farbinformation einer Probenoberfläche. Dabei beträgt die vertikale Auflösung des Gerätes bis zu 20nm. Bei den Versuchen wurde eine vertikale Auflösung von 40nm gewählt. Die technischen Daten für das InfiniteFocus System sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst. Die Funktionsweise von InfiniteFocus wird in [25] erläutert.

Tabelle 3.2: technische Daten des InfiniteFocus Systems, [25].

Objektive		2,5x	5x	10x	20x	50x	100x
Vertikale Auflösung	nm	5000-50000	800-8000	200-2000	100-1000	50-500	20-200
Pixelgröße	µm	3.2	1.6	0.8	0.4	0.16	0.08
Optische laterale Auflösung	µm	3.2	1.6	0.8	0.4	0.4	0.4
Max. Scan-Höhe	mm	7	15	9	6	5	1.5
Arbeitsabstand	mm	8.8	23.5	17.3	13	10.1	3.5
Gesichtsfeld x	mm	4.1	2.1	1	0.5	0.2	0.1
Gesichtsfeld y	mm	3.3	1.6	0.8	0.4	0.15	0.08
Erweitertes Gesichtsfeld (ca) x	mm	126	100	50	25	10	5
Erweitertes Gesichtsfeld (ca) y	mm	76	76	40	20	7.5	4

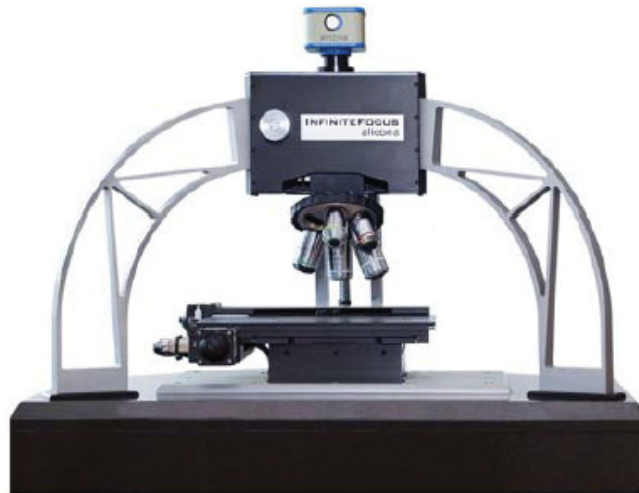


Abbildung 3-9: InfiniteFocus Messgerät von der Firma Alicona

Um die dreidimensionale Oberflächenstruktur des analysierten Bereiches nach der Verformung zu erhalten, wurde die Probe vertikal gescannt. Der Scan erfolgte auf Seite A und Seite B jeweils zwischen den eingebrachten Mikrohärteeindrücken. Die dabei erhaltenen Daten wurden für die Auswertung in das Programm MEX 4.0.1 von der Firma *Alicona* eingelesen. Die Oberfläche der unverformten Probe konnte mit dieser Methode nicht abgebildet werden, da sie eine zu geringe Rauigkeit aufwies.

4 Untersuchungsergebnisse

In diesem Kapitel werden die REM-Bilder, die Ergebnisse der EBSD-Scans und die lokalen Dehnungskarten dargestellt und kurz diskutiert.

Als Ausgangsmaterial diente eine Aluminiumlegierung mit der Bezeichnung Al 6061, die geschliffen und elektrolytisch poliert wurde. Abbildung 4-1 zeigt das technische Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminiumprobe. Bei den Punkten 1 bis 8 (globale Dehnungen von 0, 1.5%, 2.8%, 4%, 5.3%, 7.1%, 9.5%, 11.9%) wurden REM Aufnahmen des zu analysierenden Bereiches gemacht. Die Probe wurde dafür nach jedem Verformungsschritt entlastet, um sie in das REM einbauen zu können und um sie um 90 Grad zu drehen.

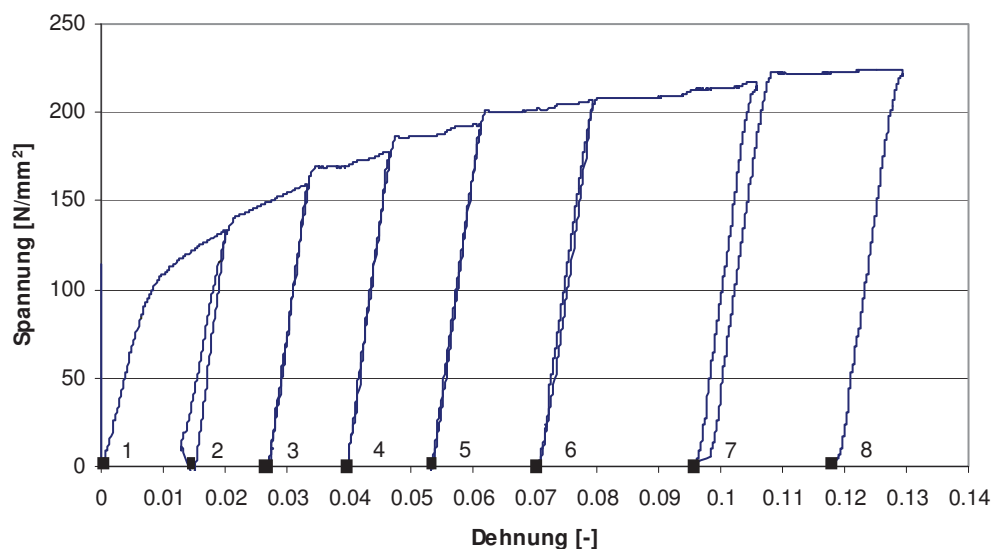


Abbildung 4-1: technisches Spannungs-Dehnungsdiagramm

4.1 Ebene RD-TD (Seite A)

Die REM-Bilder zur Messung der lokalen Verformungen wurden mit einer Pixel Size von $0.04\mu\text{m}$ und einer Auflösung von $3072\text{Pixel} \times 2304\text{Pixel}$ erstellt. In Abbildung 4-2 sind die REM-Aufnahmen der Probenoberfläche bei unterschiedlichen Verformungsstufen zu sehen. Die schwarzen Punkte auf der Probenoberfläche sind Poren, die einerseits durch die pulvermetallurgische Herstellung des Materials vorhanden sind und andererseits durch die

Probenpräparation zusätzlich erzeugt werden. Bei diesen Aufnahmen sind bereits die gestreckte Form und die parallele Anordnung der Körner erkennbar. Der Äußere schwarze Rand in den Bildern kennzeichnet den Rand des analysierten Bereiches bei der lokalen Verformungsmessung.

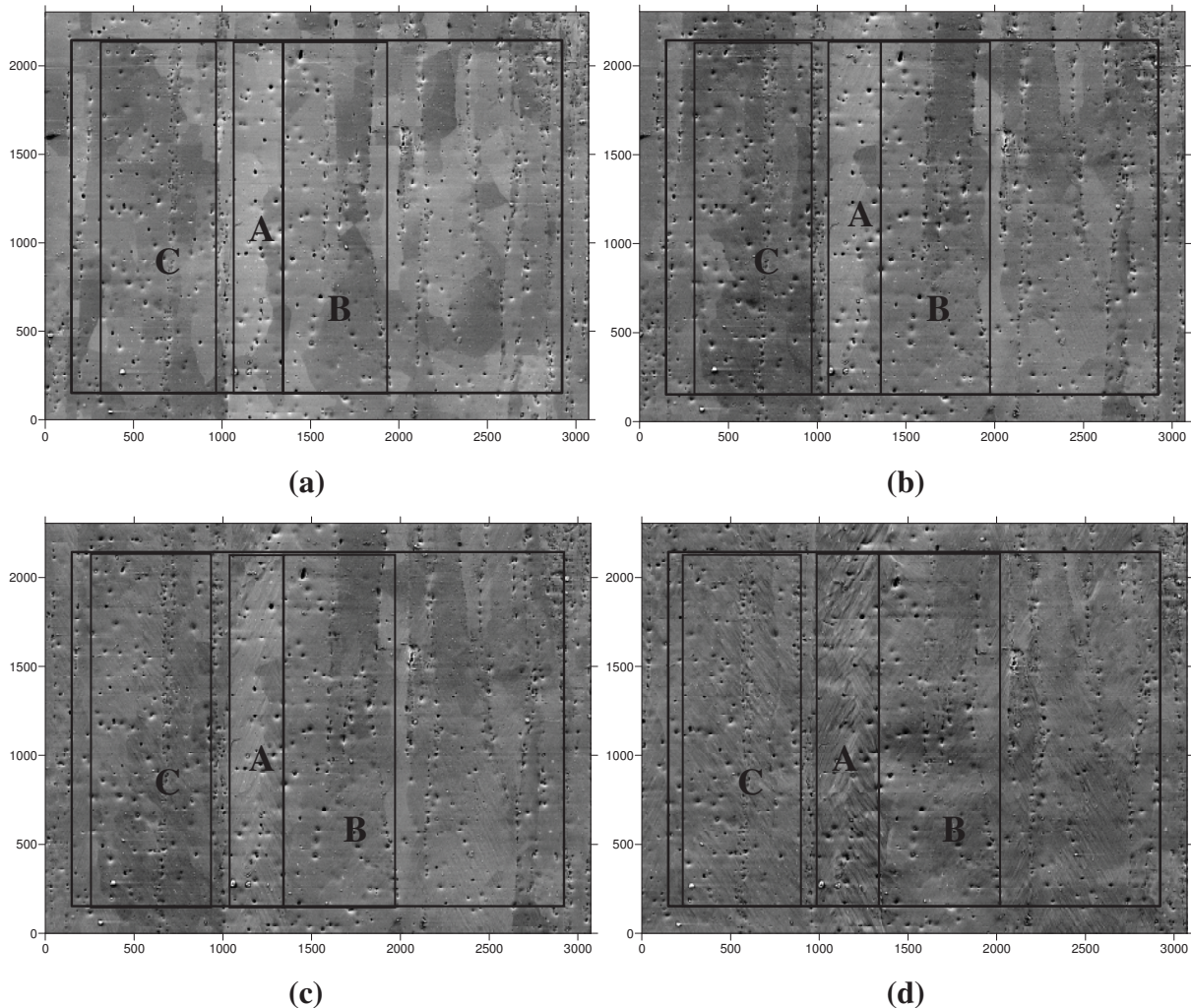


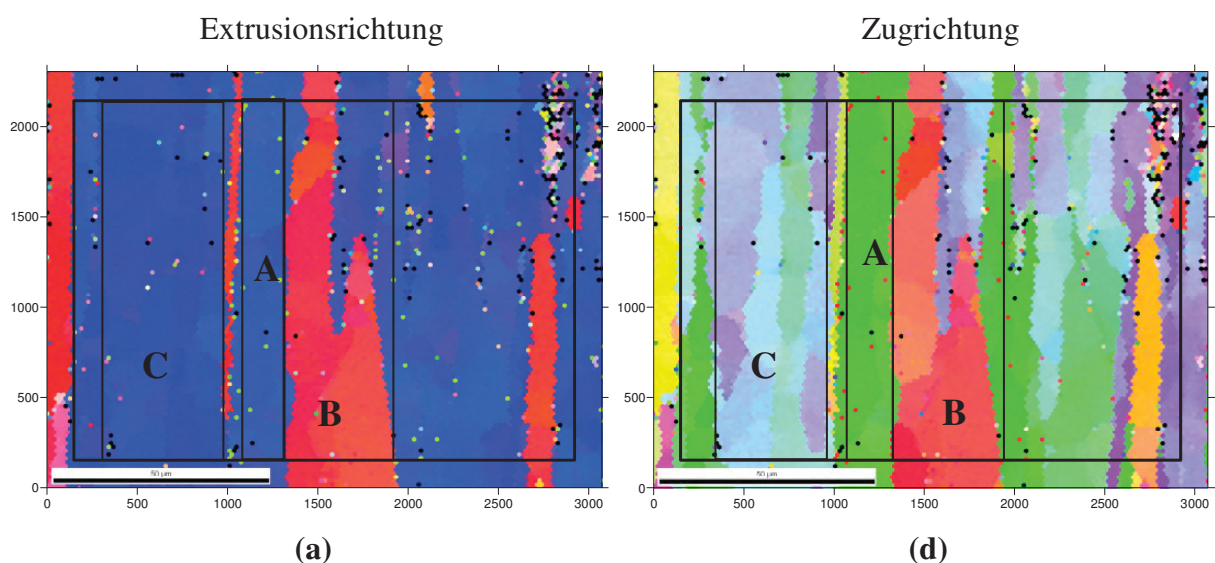
Abbildung 4-2: REM- Aufnahmen der Seite A bei (a) 0% (b) 2.8% (c) 5.3% und (d) 11.9% globaler Dehnung. Pixelgröße = 0.04 μ m

In dem mit A bezeichneten Bereich ist das Auftreten von Gleitbändern deutlich sichtbar (Abbildung 4-2b bis 4-2d). Bei 2.8% globaler Dehnung (Abbildung 4-2b) sind im Bereich A bereits Gleitbänder zu erkennen, während in den übrigen Körner noch keine Gleitbänder zu erkennen sind. Mit zunehmender Verformung, wird die Gleitbandstruktur im Bereich A immer ausgeprägter, während im Bereich B fast keine Verformung stattfindet. Im Bereich C sieht man bei höheren Verformungsgraden ebenfalls Gleitbänder. Die Gleitbänder sind etwa in einem Winkel von 70 Grad zur Zugrichtung geneigt. Nach dem Prinzip von Taylor benötigt man fünf unabhängige Gleitsysteme, um die Formänderung eines Kornes an die

Formänderung seiner Umgebung anzupassen. Kocks und Chandra erweiterten das Prinzip von Taylor und zeigten in ihrer Arbeit [28] das man an einer freien Oberfläche nur drei unabhängige Gleitsysteme benötigt, um die Formänderung eines Kornes an die Formänderung seiner Umgebung anzupassen. In den meisten Körnern findet man jedoch nur eine Schar von Gleitbändern. Was bedeutet, dass nur die Gleitsysteme betätigt werden, die den größten Beitrag zur makroskopischen Verformung liefern.

4.1.1 Inverse Pole Figure Maps bei verschiedenen Verformungsstufen

In Abbildung 4-3 sind die Inverse Pole Figure Maps (Orientierungskarten) für drei verschiedene Verformungszustände (0%, 7.1% und 11% plastische Verformung) dargestellt. Der schwarze Rand kennzeichnet wieder den analysierten Bereich. Die Qualität der Karten nimmt mit zunehmender Verformung ab. Durch die entstehenden Gleitstufen, die zunehmende Versetzungsdichte und die zunehmende Oberflächenrauigkeit, wird die Patternqualität immer schlechter, was dazu führt, dass einige Punkte nicht mehr identifiziert werden können. Die unterschiedlichen Farben zeigen die Orientierungen der Körner (Abbildung 3-4c). Mit zunehmender Verformung ändern sich in manchen Bereichen auch die Farben der Körner. Dies weist darauf hin, dass es durch die plastische Verformung zu einer Orientierungsänderung kommt. Auffällig ist, dass sich die IPF-Maps bei einer plastischen Verformung von 7.1% nicht sehr viel von den IPF-Maps bei 0% plastischer Verformung unterscheiden. Nur im Bereich der Korngrenzen werden weniger Punkte identifiziert. In manchen Körnern (z.B. Bereich C) sieht man eine Veränderung der Farbe in den IPF-Maps.



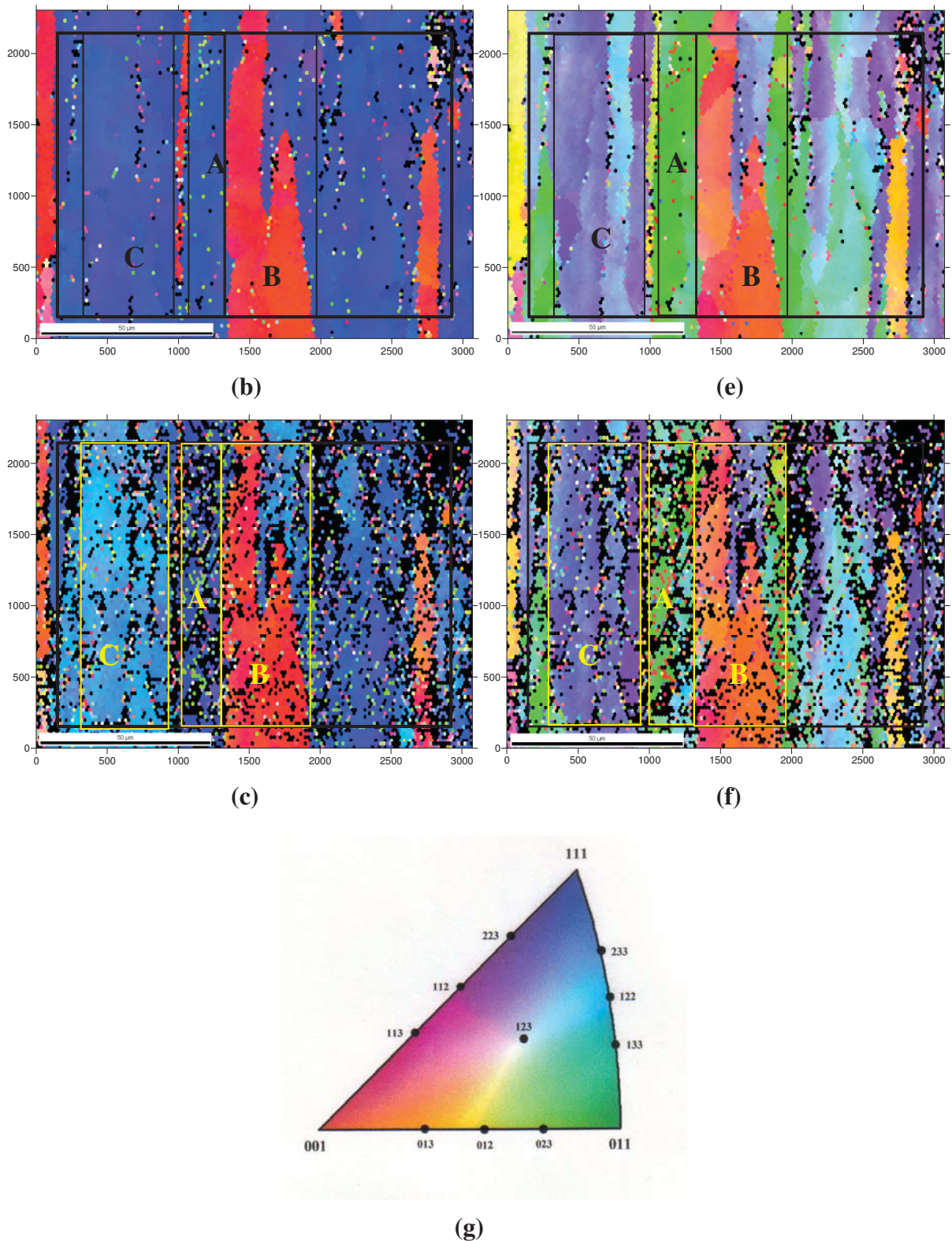


Abbildung 4-3: IPF-Maps bei den plastischen Verformungen von 0%, 7.1% und 11.9% (von oben nach unten) in Bezug auf die Extrusionsrichtung (a bis c) und die Zugrichtung (d bis f). (g) Standarddreieck. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

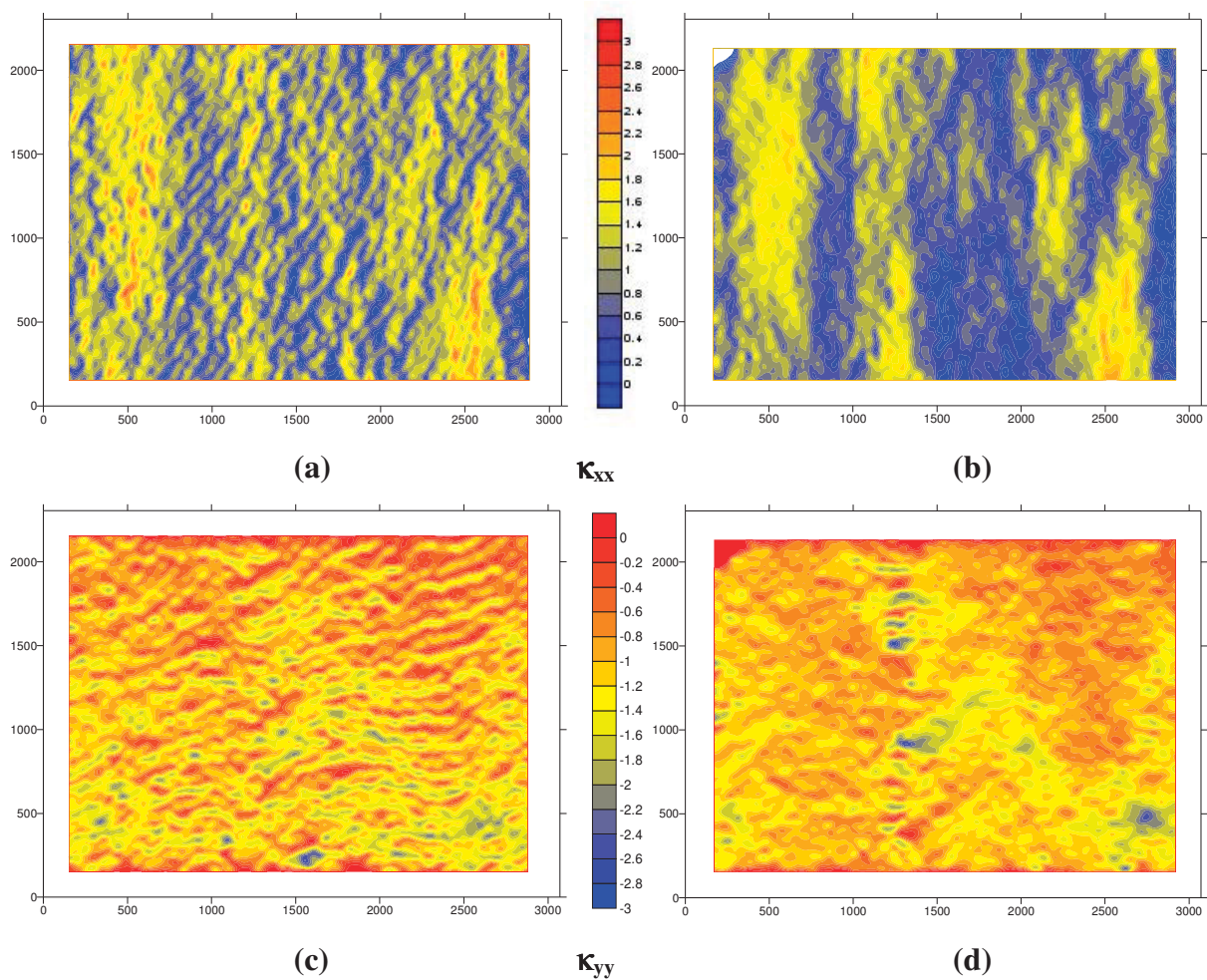
Bei höheren plastischen Verformungen (mehr als 7.1%) kommt es zu einer raschen Abnahme der Patternqualität. Dies ist auf die zunehmende Aufrauhung der Oberfläche zurückzuführen,

welche mit zunehmender Verformung immer stärker und schneller stattfindet. Wie man durch die IPF-Maps (Abbildung 4-3a bis 4-3c) erkennt, hat die Zugprobe eine Vorzugsorientierung in $\langle 111 \rangle$ Richtung. Neben den in $\langle 111 \rangle$ Richtung orientierten Körnern liegen Körner die in (001) Richtung orientiert sind und sich nur wenig an der Verformung beteiligen. Akeret [25] schreibt in seiner Arbeit, dass Körner die in Bezug auf die Streckung hart orientiert sind, unverformt bleiben können, wenn sie eine in Walzrichtung (hier Extrusionsrichtung) längliche Form aufweisen. Dies stimmt mit den Beobachtungen in dieser Arbeit überein. Im Bereich B ist im rot dargestellten Korn nahezu keine Orientierungsänderung zu erkennen, wohingegen der Bereich C mit zunehmender Verformung ins violette verschoben wird (siehe Abbildung 4-3d bis 4-3f). Der mit A bezeichnete Bereich in Abbildung 4-3 weist eine einheitliche Orientierung auf. Sowohl in der IPF-Map der Zugrichtung als auch in der IPF-Map der Extrusionsrichtung hat der Bereich A eine einheitliche Farbe. Er ist in Bezug auf die Zugrichtung in $\langle 011 \rangle$ Richtung und in Bezug auf die Extrusionsrichtung in $\langle 111 \rangle$ Richtung orientiert. Der Bereich B weist an der rechten oberen Kante eine andere Orientierung auf als im übrigen Bereich. Der rote Bereich in B ist sowohl in Bezug auf die Extrusionsrichtung als auch in Bezug auf die Zugrichtung in $\langle 001 \rangle$ Richtung orientiert. Der Bereich C hat eine einheitliche Orientierung in Bezug auf die Extrusionsrichtung, nämlich eine $\langle 111 \rangle$ Orientierung. In Zugrichtung sieht man, dass der Bereich C aus mehreren unterschiedlich orientierten Körnern besteht. Die Orientierungen liegen zwischen den $\langle 223 \rangle$ und den $\langle 032 \rangle$ Richtungen.

4.1.2 Ergebnisse der lokalen Verformungsmessung

In Abbildung 4-4 sind die Karten der relativen Dehnungen für die Zugrichtung (κ_{xx}) und die Querrichtungen (κ_{yy} und κ_{zz}) sowie die Karten der Scherung (κ_{xy}) und der Rotation (ρ_{xy}) bei zwei Verformungsstufen dargestellt. Die globalen Dehnungen betragen $\epsilon_{\text{global}} = 1.5\%$ bzw. $\epsilon_{\text{global}} = 5.3\%$, bezogen auf den unverformten Zustand. Aus den relativen Daten können die lokalen Dehnungen ermittelt werden, indem man die relativen Werte mit der globalen Dehnung multipliziert. Bei den Abbildungen 4-4g bis 4-4j ist darauf zu achten, dass die Farbgebung der Skalierungen nicht mit den vorherigen Karten übereinstimmt. Bei der Rotation und der Scherung wurde eine andere Farbgebung verwendet um die einzelnen Bereiche deutlich sichtbar zu machen. Bei einer globalen Verformung von 1,5% sind die Dehnungskarten noch etwas ungenau, da der Fehler bei der Berechnung der Dehnungskarten

etwa 0.8% beträgt. Dadurch wirken sich äußere Einflüsse, wie etwa Fehler bei der Aufnahme der REM-Bilder, sehr stark aus. Unterwiesing [6] hat die Qualität der Dehnungskarten bei kleinen Dehnungen untersucht und führt das Auftreten von Scheindehnungen auf die Art des Bildaufbaues im REM zurück. Bei höheren globalen Dehnungen (etwa 2%) sieht man in den κ_{xx} und κ_{zz} Karten eine Lokalisierung der Verformung. In den κ_{yy} ist die plastische Verformung über den gesamten Messbereich annähernd homogen. Was darauf zurückzuführen ist, dass sich die Verformung entlang von Ebenen konzentriert. Erfolgt die Abgleitung entlang einer Ebene in x- und z-Richtung verhält sich die y-Richtung homogen. In den Scherungs- und Rotationskarten ist das Auftreten der Lokalisierung ebenfalls gut zu sehen. Im Weiteren werden aber nur noch die Dehnungskarten in x- und in z-Richtung verwendet, da man durch diese die Entwicklung der Scherbänder und der Oberflächenstruktur erkennen kann.



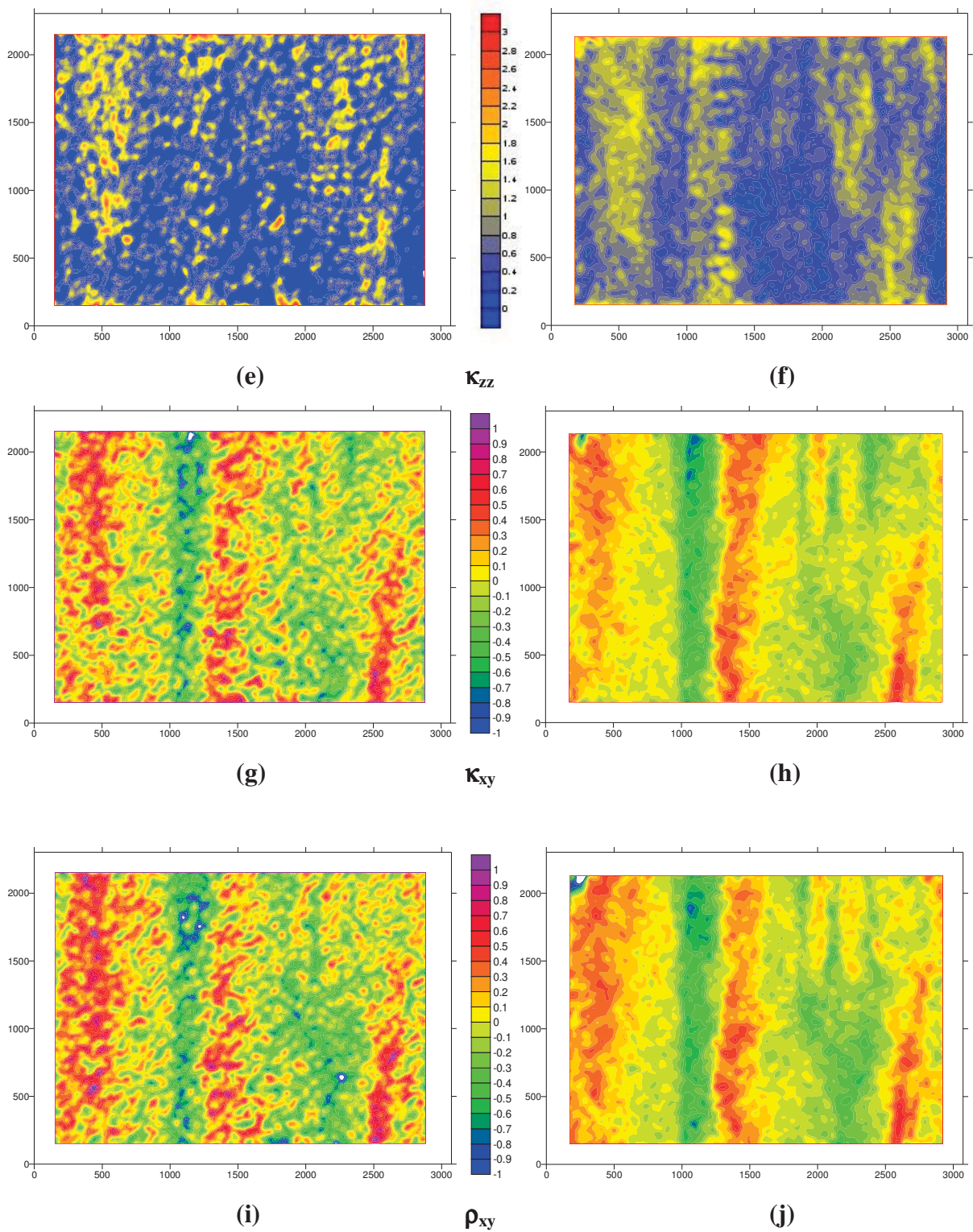
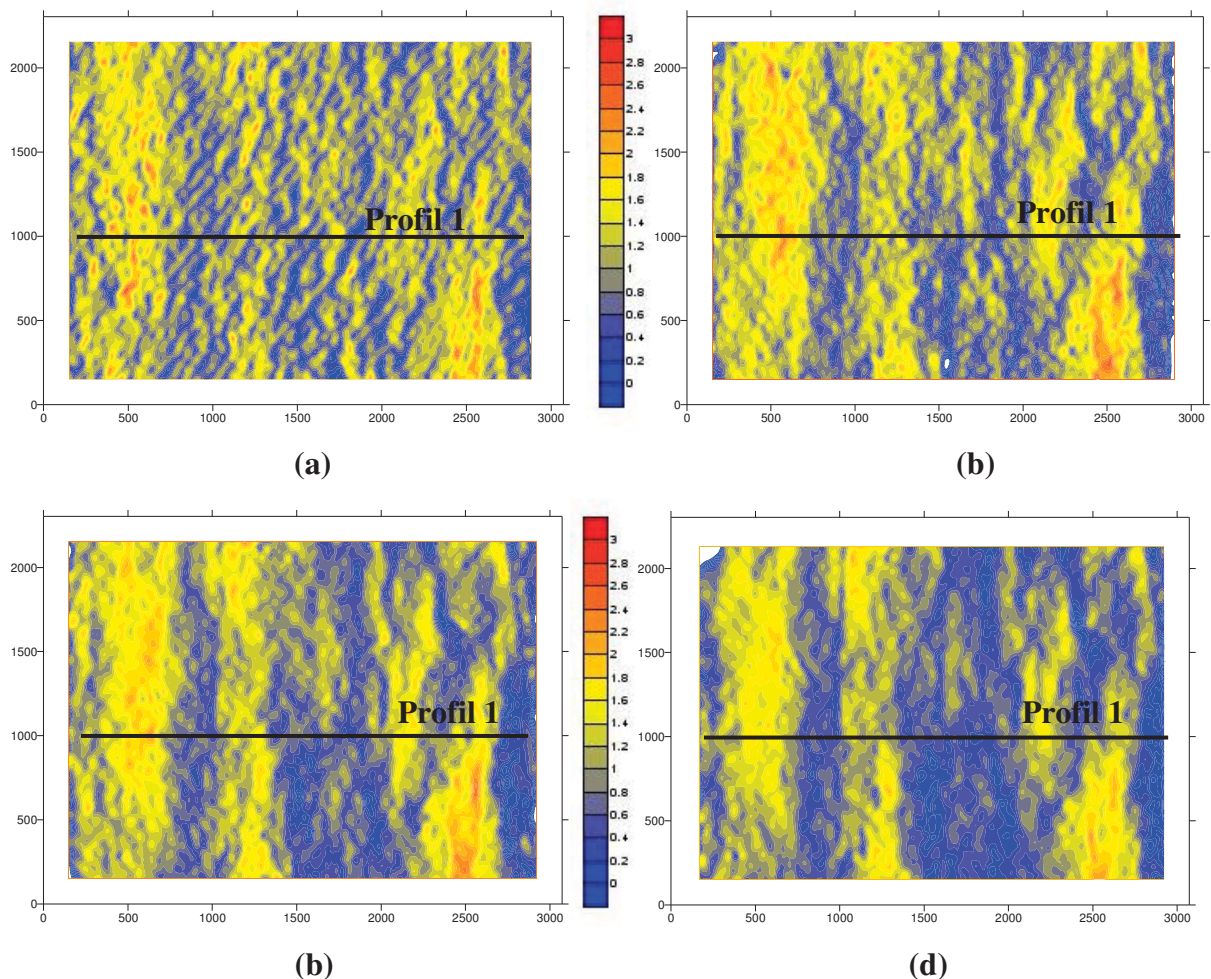
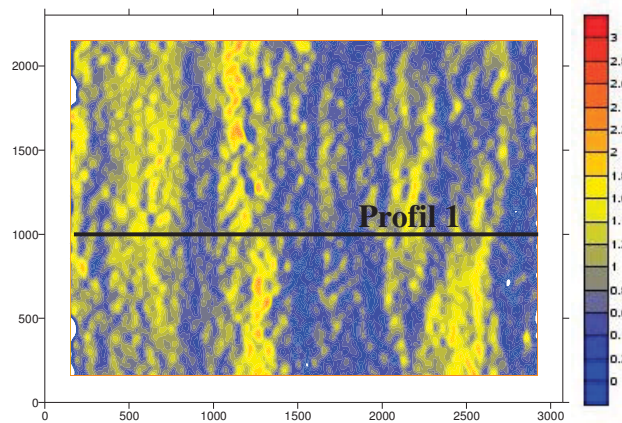


Abbildung 4-4: Lokale relative Dehnungen, lokale Scherung und lokale Rotation. (a) κ_{xx} , (c) κ_{yy} , (e) κ_{zz} , (g) κ_{xy} und (i) ρ_{xy} , jeweils bei einer globalen Dehnung von 1.5%; . (b) κ_{xx} , (d) κ_{yy} , (f) κ_{zz} , (h) κ_{xy} und (j) ρ_{xy} , jeweils bei einer globalen Dehnung von 5.3%; Pixelgröße =0.04 μ m.

Die Entwicklung der Verformungsinhomogenitäten (Scherbänder) zeigen Abbildung 4-5 und Abbildung 4-7. Kumulative Dehnungskarten konnten auf dieser Seite nur bis zu einer

globalen Dehnung von 7.1% ausgewertet werden. Für höhere globale Dehnungen wurden die in Abbildung 4-7 dargestellten inkrementellen Dehnungskarten verwendet. Die Scherbänder bilden sich in einem Winkel von 90° zur Zugrichtung aus. Bei kleinen Dehnungen (Abbildung 4-5a) ist das Auftreten von Scherbändern nicht eindeutig erkennbar, dadurch kann man nicht sagen, ob die Lokalisierung bereits mit Beginn der plastischen Verformung auftritt oder sich erst ab einem gewissen Verformungsgrad einstellt. Bei den kumulativen Dehnungskarten (Abbildung 4-5a bis d) ändert sich mit steigender globaler Dehnung das Muster der Scherbänder nicht. Es gibt Bereiche mit starken Dehnungsüberhöhungen, die etwa das 2 bis 2.5fache der globalen Dehnung betragen. Zwischen diesen Bereichen liegen weniger stark verformte Gebiete. Die Größe der Dehnungsüberhöhungen ändert sich mit zunehmender globaler Dehnung in den kumulativen Dehnungskarten nicht.





(e)

Abbildung 4-5: relative Dehnung in x-Richtung (κ_{xx}) bei steigender globaler Dehnung (a) 1.5% (b) 2.8% (c) 4.0% (d) 5.3% (e) 7.1%. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

Die Verschiebungen (u_x) entlang des Profils 1 (Abbildung 4-5) sind in Abbildung 4-6 dargestellt. Besondere Bereiche sind mit Linien gekennzeichnet. Es ist zu erkennen, dass sich die Lage und die Breite der Scherbänder mit zunehmender globaler Dehnung nicht ändern.

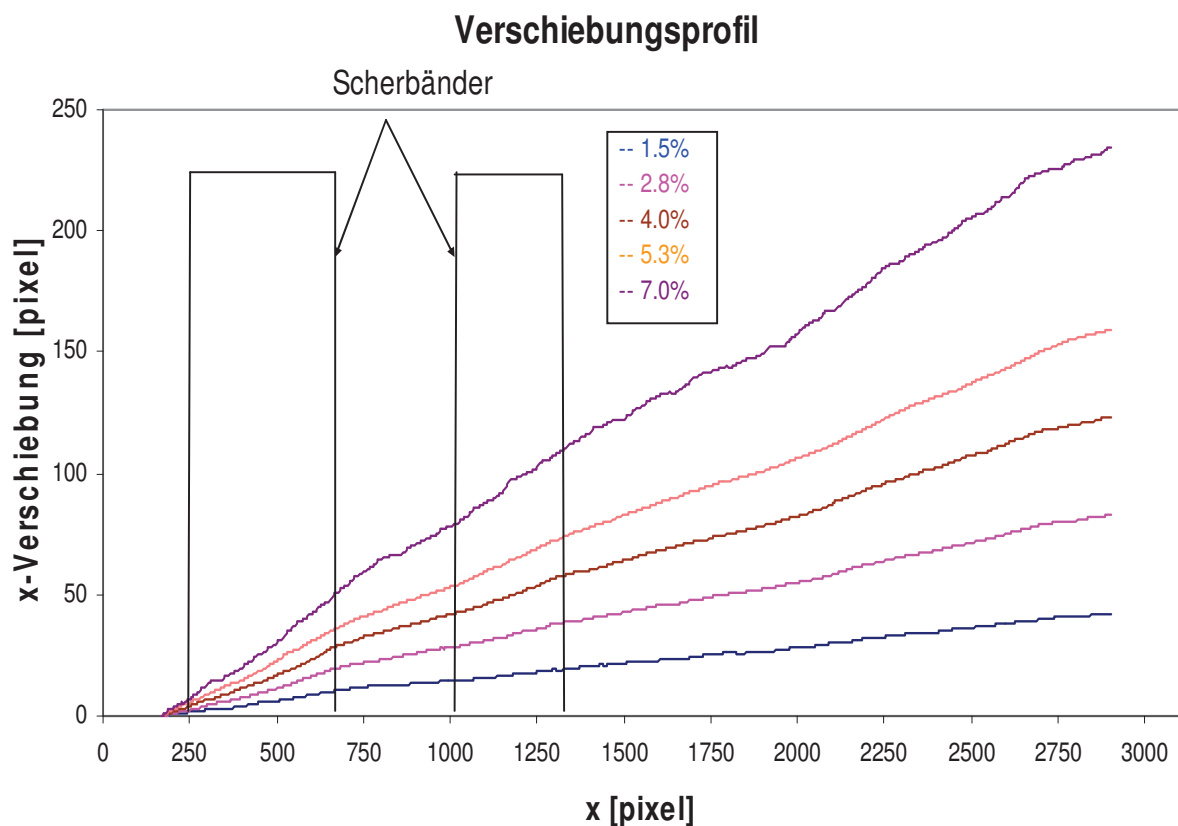
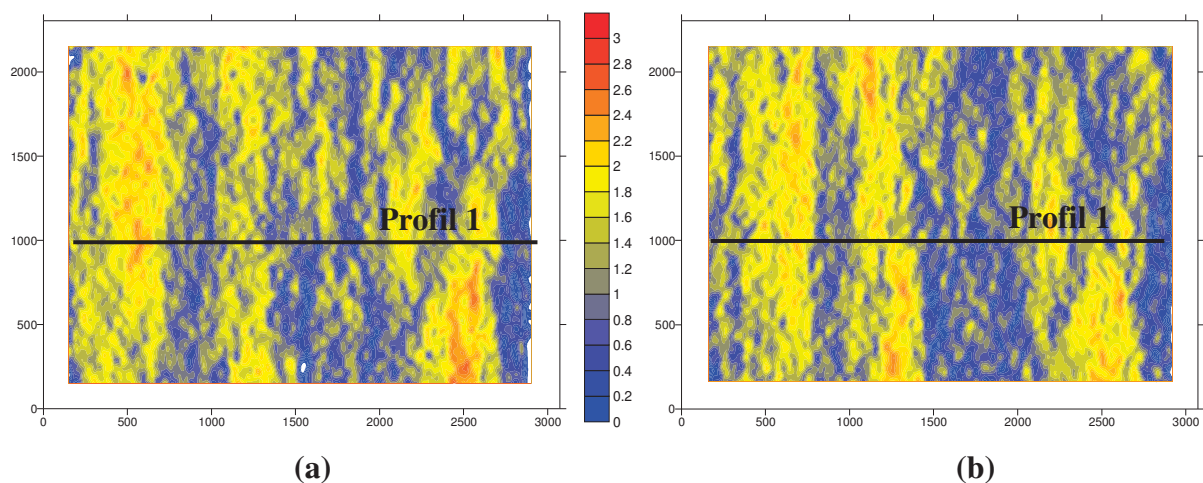
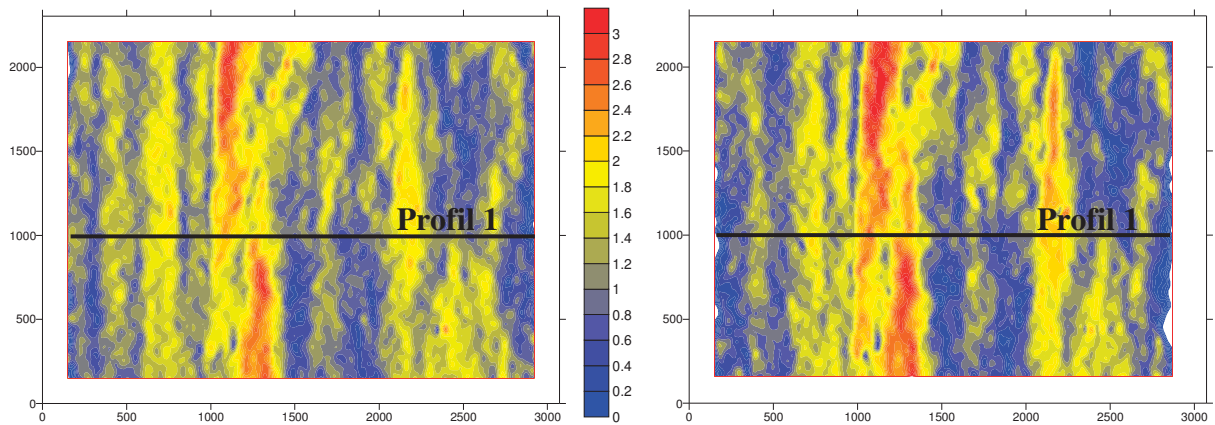


Abbildung 4-6: Verschiebungsprofil (u_x) entlang Profil 1 in Abbildung 4-5 bei steigender globaler Dehnung. Pixelgröße = $0,04\mu\text{m}$

Bei den inkrementellen Dehnungskarten (Abbildung 4-7a bis d) erkennt man bei höheren globalen Dehnungen (etwa 8%) eine zunehmende Lokalisierung der Verformung. Einige Scherbänder bilden sich stärker aus während andere nicht weiter wachsen. Dies stimmt mit den Beobachtungen von Akeret [3], der das Ausbreiten von Scherbändern mit dem Wachstum kurzer Risse vergleicht, überein. Demzufolge hindert das Wachstum eines Scherbandes benachbarte, weniger begünstigte Scherbänder am Weiterwachsen. Dadurch kommt es zu einer Auslese der am meisten begünstigten Scherbänder. Das selektive Wachstum wird dabei von der Anordnung mikrostruktureller Schwachstellen und Hindernissen gesteuert. Auch die Dehnungsüberhöhung nimmt mit der plastischen Verformung zu. Am Anfang sind die lokalen Dehnungen in den Scherbändern etwa 2 bis 2.5mal so groß wie die globale Dehnung (Abbildung 4-7a und 4-7b). Mit steigendem Verformungsgrad nehmen die Dehnungsüberhöhungen dann den 2.5 bis 3fachen Wert der globalen Dehnung an. Es kommt zu einer immer rascheren Aufrauung der Probenoberfläche (explosive Aufrauung) und schließlich zum Versagen der Probe.

In Abbildung 4-8 sind die Verschiebungen entlang des in Abbildung 4-7 eingezeichneten Profils 1 dargestellt. Es ist zu sehen, dass sich die Breite und die Lage der Scherbänder mit zunehmender globaler Dehnung verändern.





(c)

(d)

Abbildung 4-7: inkrementelle relative Dehnung in x-Richtung (κ_{xx}) bei den Verformungsschritten (a) 0% auf 2.8% (b) 2.8% auf 5.3% (c) 5.3% auf 9.5% und (d) 7.1% auf 11.9% plastische Verformung. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

Verschiebungsprofil

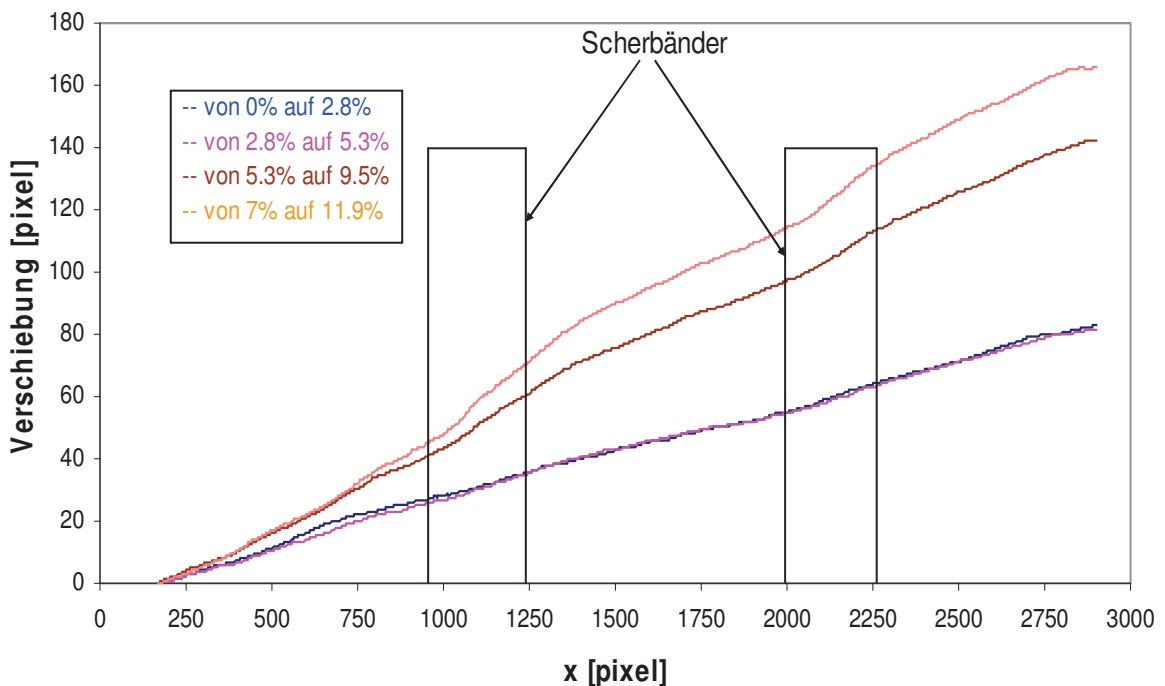


Abbildung 4-8: Verschiebungsprofil (u_x) entlang Profil 1 in Abbildung 4-7 bei steigender globaler Dehnung. Pixelgröße = $0,04\mu\text{m}$

In Abbildung 4-9a bis 4-9e sind die kumulativen relativen Rotationen dargestellt. Die Lokalisierung der Verformung ist hier sehr gut erkennbar. Die Rotation hat sowohl negative als auch positive Werte. Die Größe der Rotationen ist in etwa vergleichbar mit den globalen

Dehnungen. Im Bereich der größten Lokalisierung nimmt die Rotation die höchsten negativen Werte an.

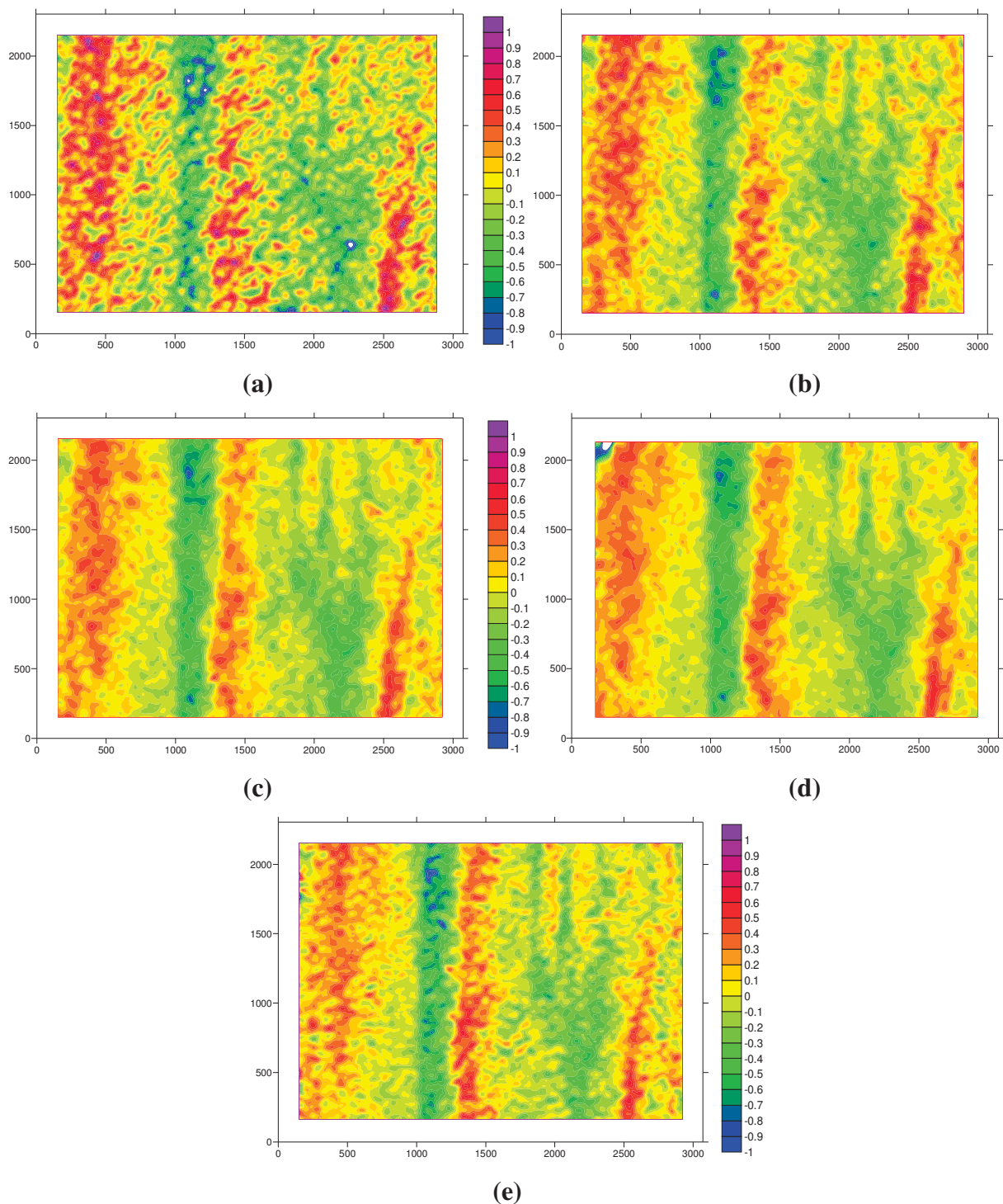


Abbildung 4-9: relative Rotation (ρ_{xy}) bei steigender globaler Dehnung (a) 1.5% (b) 2.8% (c) 4.0% (d) 5.3% (e) 7.,1%. Pixelgröße = 0.04 μ m

Die Entwicklung der Probenoberfläche lässt sich mit den inkrementellen Dehnungskarten in z-Richtung (κ_{zz}) sehr gut darstellen (siehe Abbildung 4-10). Man sieht wieder die

Lokalisierung der Verformung, wodurch es zu einer Aufrauhung der Oberfläche kommt. An dieser Stelle sei noch einmal erwähnt, dass die Dehnungskarten in z-Richtung nicht gemessen werden, sondern aus der Divergenz des Verschiebungsfeldes berechnet werden. Bei kleinen plastischen Verformungen und beim Auftreten von Rissen oder Poren sind die in Kapitel 2.2.2 getroffenen Annahmen zur Berechnung der Divergenz nicht mehr zulässig.

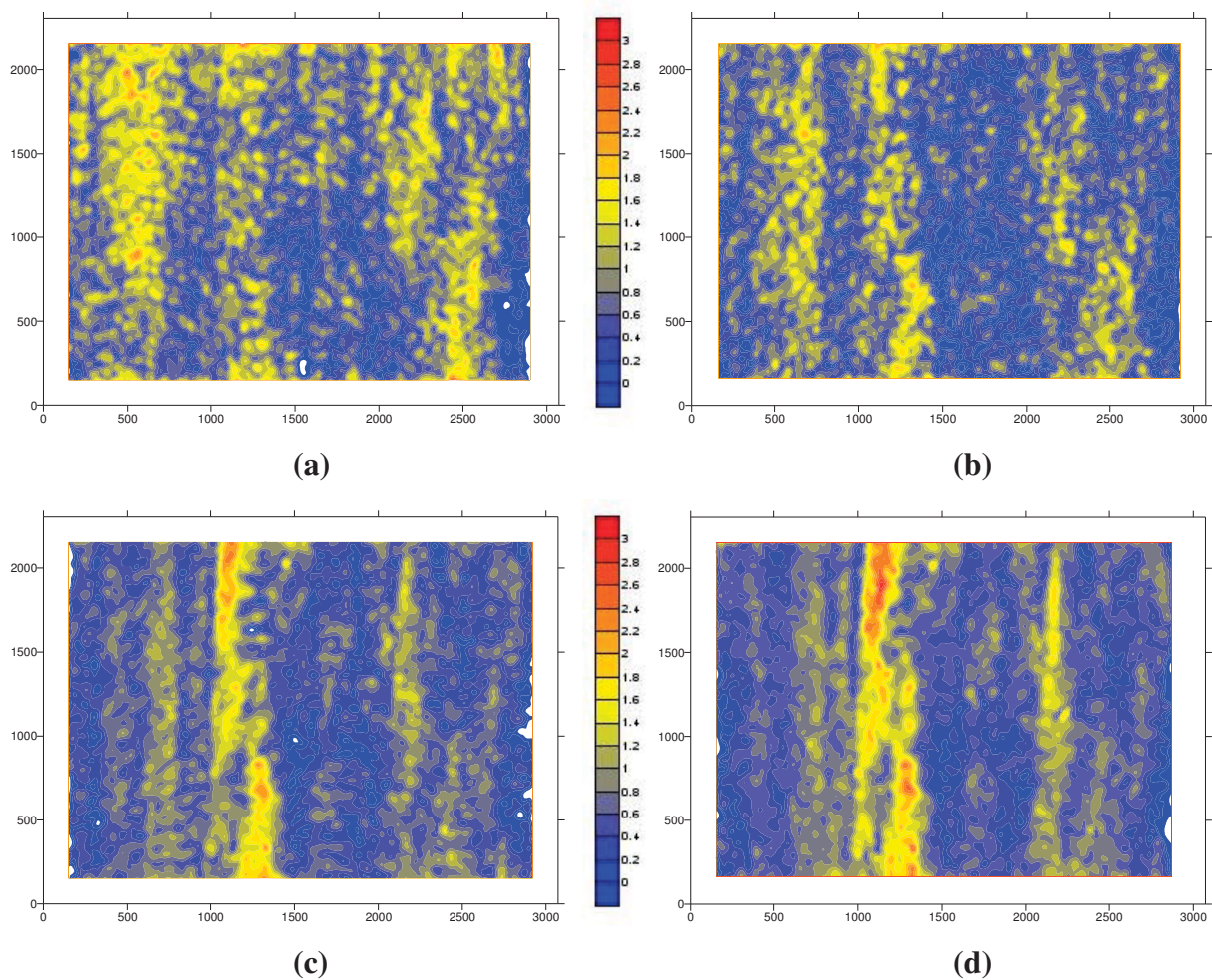


Abbildung 4-10: inkrementelle relative Dehnung in z-Richtung (κ_{zz}) bei den Verformungsschritten (a) 0% auf 2.8% (b) 2.8% auf 5.3% (c) 5.3% auf 9.5% und (d) 7.1% auf 11.9% plastische Verformung. Pixelgröße 0.04 μm

In Abbildung 4-11 sind die Dehnungsverteilungsfunktionen der relativen Dehnungen in x-Richtung (κ_{xx}) für verschiedene Verformungsstufen dargestellt. Man erkennt, dass die Kurve bei niedrigen Verformungen (globale Dehnung 1.5%) stark verbreitert ist. Die Kurve bei 1.5% plastischer Verformung weicht sehr stark von den übrigen Kurven ab. Dies ist wahrscheinlich durch den relativ großen Fehler bei der Berechnung der Dehnungskarten, der sich vor allem bei kleinen Dehnungen sehr stark auswirkt, zu erklären. Die Kurven werden

mit zunehmender Verformung etwas schmaler und höher, was darauf schließen lässt, dass die Verformung mit steigender globaler Dehnung etwas homogener wird.

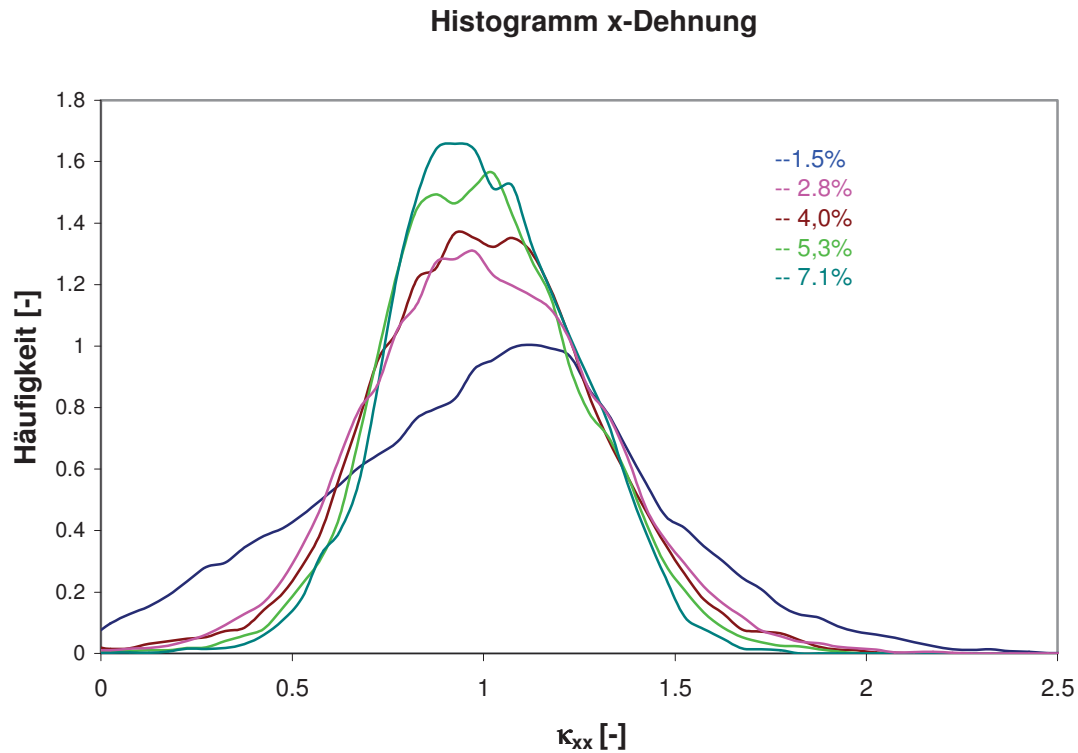
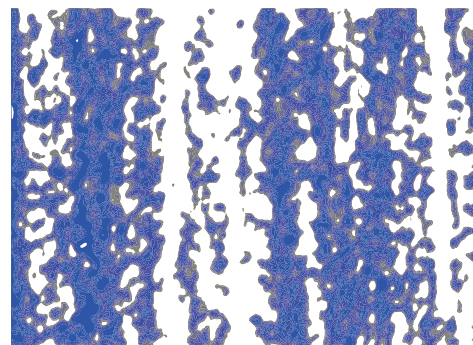
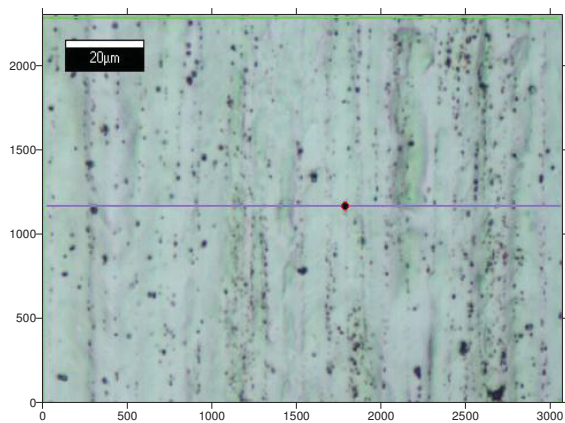


Abbildung 4-11: Verteilungsfunktionen der relativen Dehnungen (κ_{xx}) bei unterschiedlichen globalen Dehnungen

4.1.3 Entwicklung der Oberflächenstruktur

Um eine grobe Abschätzung zu treffen, ob die Scherbänder durch die gesamte Probe laufen oder sich wie in [19] beschrieben in zunehmender Tiefe mehr oder weniger diffus auffächern, wurde die Entwicklung der Oberflächenstruktur untersucht. Dafür wurde vor der Verformung eine Oberflächenrauheitsmessung mit dem Gerät *alpha-step 200*, von der Firma *Infineon*, durchgeführt. Dabei wurde ein maximaler Rauheitswert von $R_{max} = 0.18 \mu\text{m}$ gemessen. Der maximale Rauheitswert ist der Abstand zwischen dem höchsten Wert und dem niedrigsten Wert im Rauheitsprofil. Nach der Verformung wurde die Probe mit InfiniteFocus vermessen, um die zunehmende Aufrauung darzustellen. Abbildung 4-12 zeigt den mit InfiniteFocus analysierten Bereich der Probe und die dazugehörige Dehnungskarte. Bei der Dehnungskarte wurden inkrementelle Daten verwendet, da es nicht möglich war,

kumulative Dehnungskarten bis zu einer plastischen Verformung von 11.9% auszuwerten. In Abbildung 4-13 ist die Oberflächenrauigkeit entlang des in Abbildung 4-12 eingezeichneten Profils dargestellt. Die Bereiche der Scherbänder sind in dem Diagramm eingezeichnet. Man kann sehen, dass es im Bereich der Scherbänder zu Rauigkeitsspitzen kommt. Weiters ist zu erkennen, dass der maximale Rauigkeitswert nach etwa 11.9% plastischer Verformung bei $2.25\mu\text{m}$ liegt. Aus den Dehnungskarten sieht man, dass im Bereich eines Scherbandes die Verformung etwa das 2fache der globalen Dehnung beträgt. Der Flächenanteil der Scherbänder im analysierten Bereich beträgt etwa 30% der Gesamtfläche. Bei der Annahme, dass sich dieses Flächenverhältnis durch das gesamte Volumen der Probe erstreckt, würde sich nach Gleichung (4a) eine Dickenabnahme im Bereich des Scherbandes (bei einer Ausgangsbreite von 1.355mm) zu $\Delta b = 0.106\text{mm}$ ergeben. Dies wird jedoch nicht festgestellt, deshalb ist davon auszugehen, dass die Scherbänder nicht durch die gesamte Probe laufen.



Oberflächenstruktur

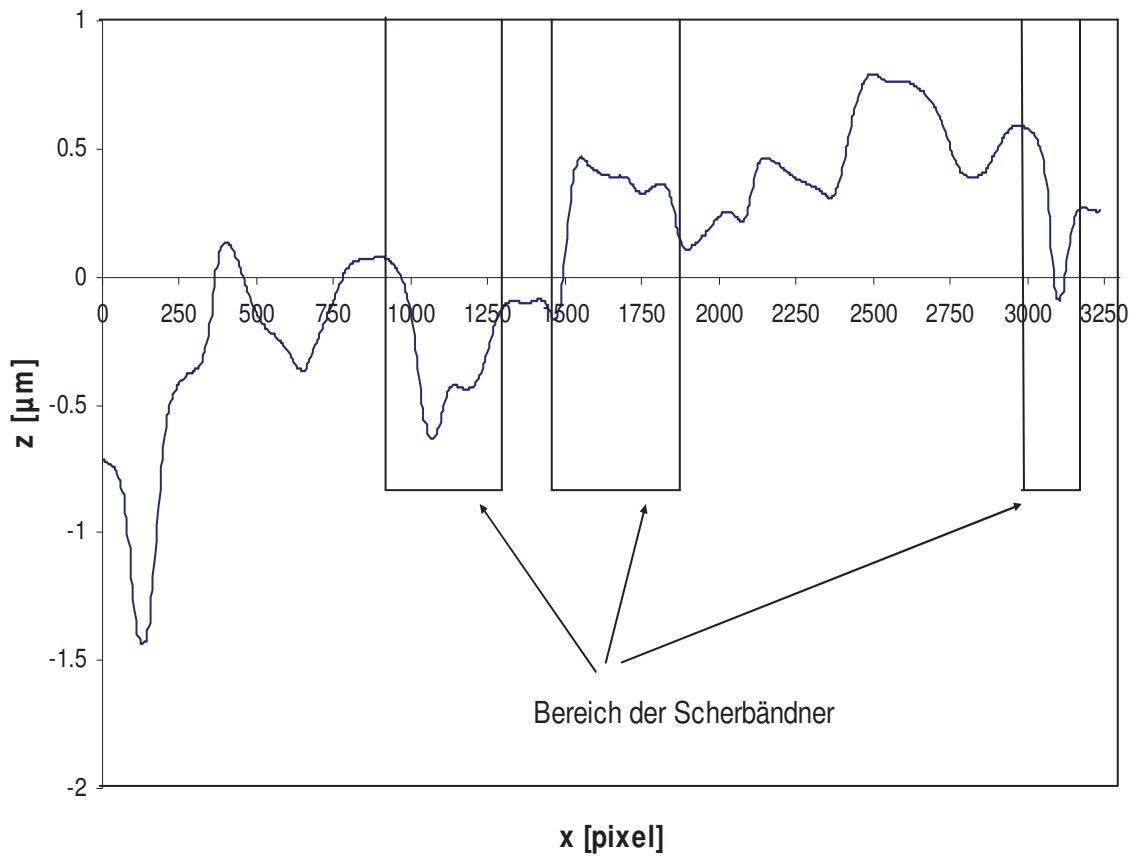


Abbildung 4-13: Oberflächenrauigkeit nach 11.9% plastischer Verformung. Ermittelt mit InfiniteFocus. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

4.2 Ebene ND-TD (Seite B)

In Abbildung 4-14 sind die REM-Bilder der zweiten präparierten Probenoberfläche bei unterschiedlichen Verformungsstufen zu sehen. In dieser Ebene ist die Ausrichtung der Körner in Extrusionsrichtung nicht zu erkennen. Man sieht jedoch mit zunehmender Verformung die Ausbildung von Gleitstufen und die Bildung der so genannten „Orangenhaut“. Diese kommt durch die zunehmende Aufrauung der Oberfläche zustande. Auch hier ist zu erkennen, dass in den meisten Körnern nur eine Schar von Gleitbändern auftreten. Der schwarze Rand kennzeichnet wieder den analysierten Bereich.

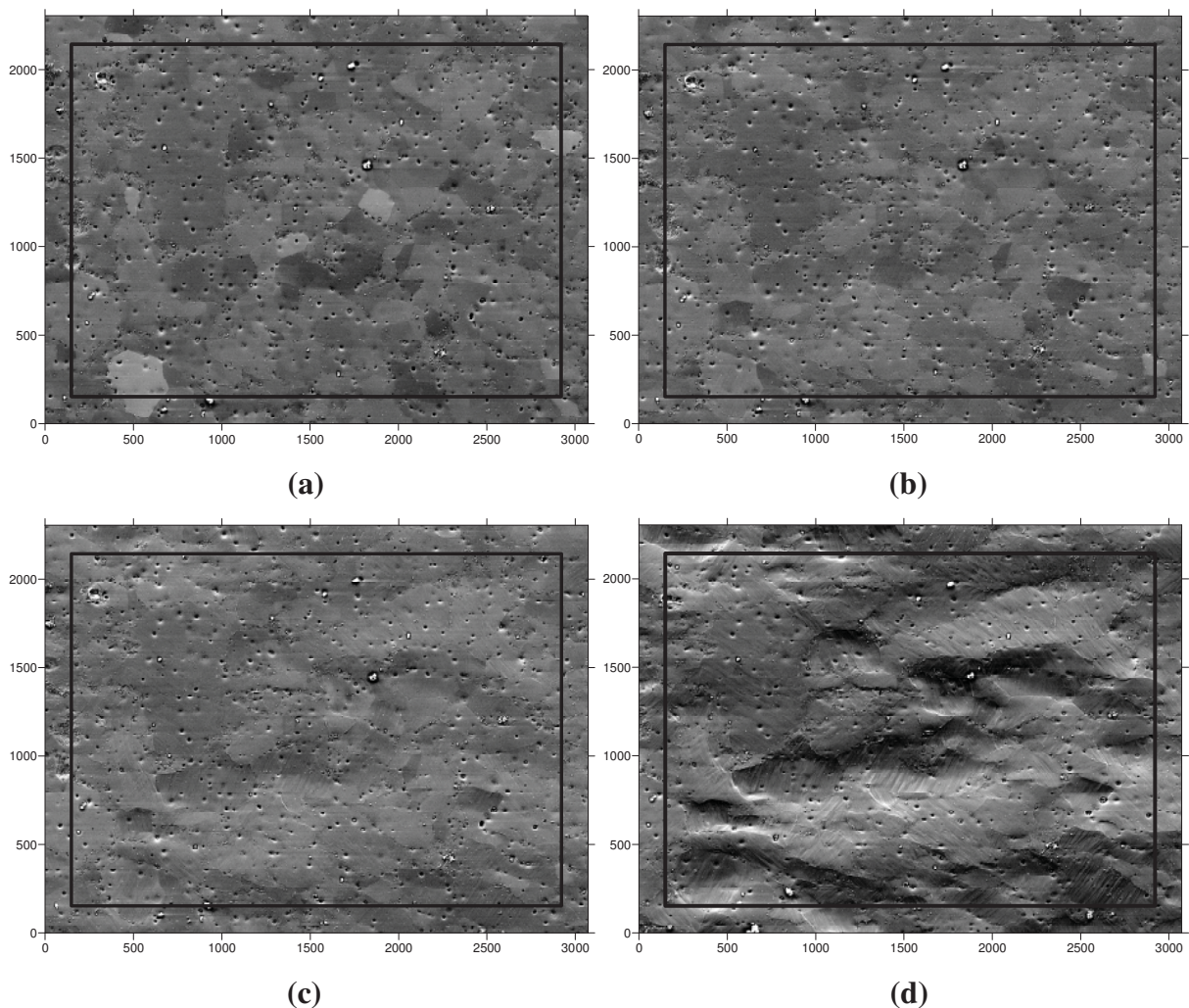
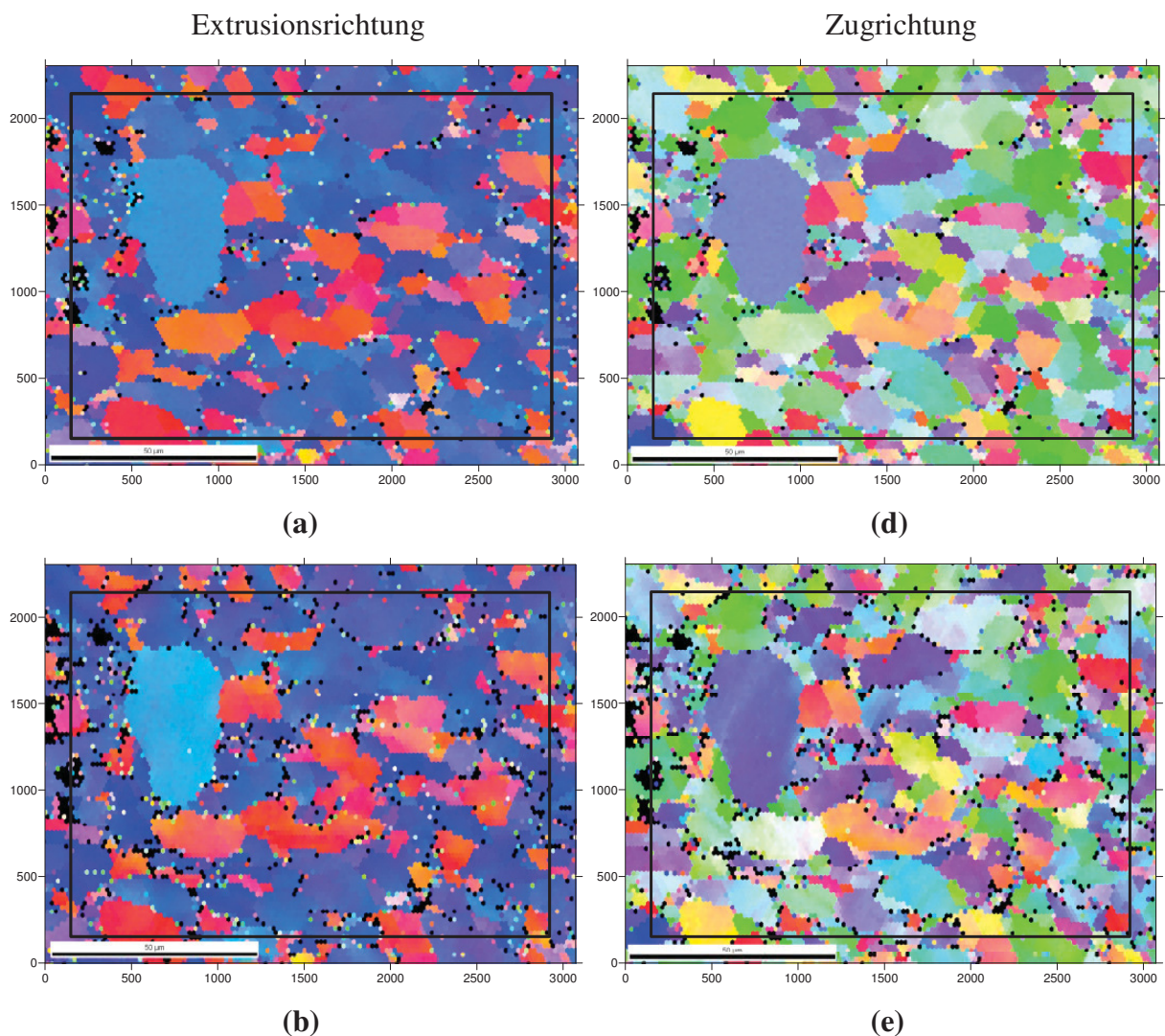


Abbildung 4-14: REM- Aufnahmen der Seite A bei (a) 0% (b) 2.8% (c) 5.3% und (d) 11.9% globaler Dehnung. Pixelgröße = 0.04 μ m

4.2.1 Inverse Pol Figure Maps bei verschiedenen Verformungsstufen

In Abbildung 4-15a bis 4-15f sind die IPF-Maps der zweiten Ebene dargestellt. Auch hier ist die Vorzugsorientierung in Richtung $\langle 111 \rangle$ gut zu erkennen. Die in $\langle 100 \rangle$ Richtung orientierten Körner kommen nur vereinzelt vor und können dadurch die Verformung behindern. Bei größeren Verformungen kommt es zu den bereits erwähnten Störungen bei der Aufnahme der Beugungsbilder. Dadurch können viele Punkte nicht detektiert werden und die IPF-Maps werden unbrauchbar. Auch hier sieht man keinen großen Unterschied zwischen den IPF-Maps bei einer globalen plastischen Dehnung von 0% und den Maps bei einer globalen plastischen Dehnung von 7.1%. Erst bei höheren Verformungsgraden wird die Qualität der Maps schlechter, was wiederum auf die zunehmende Aufrauung der Probenoberfläche zurückzuführen ist.



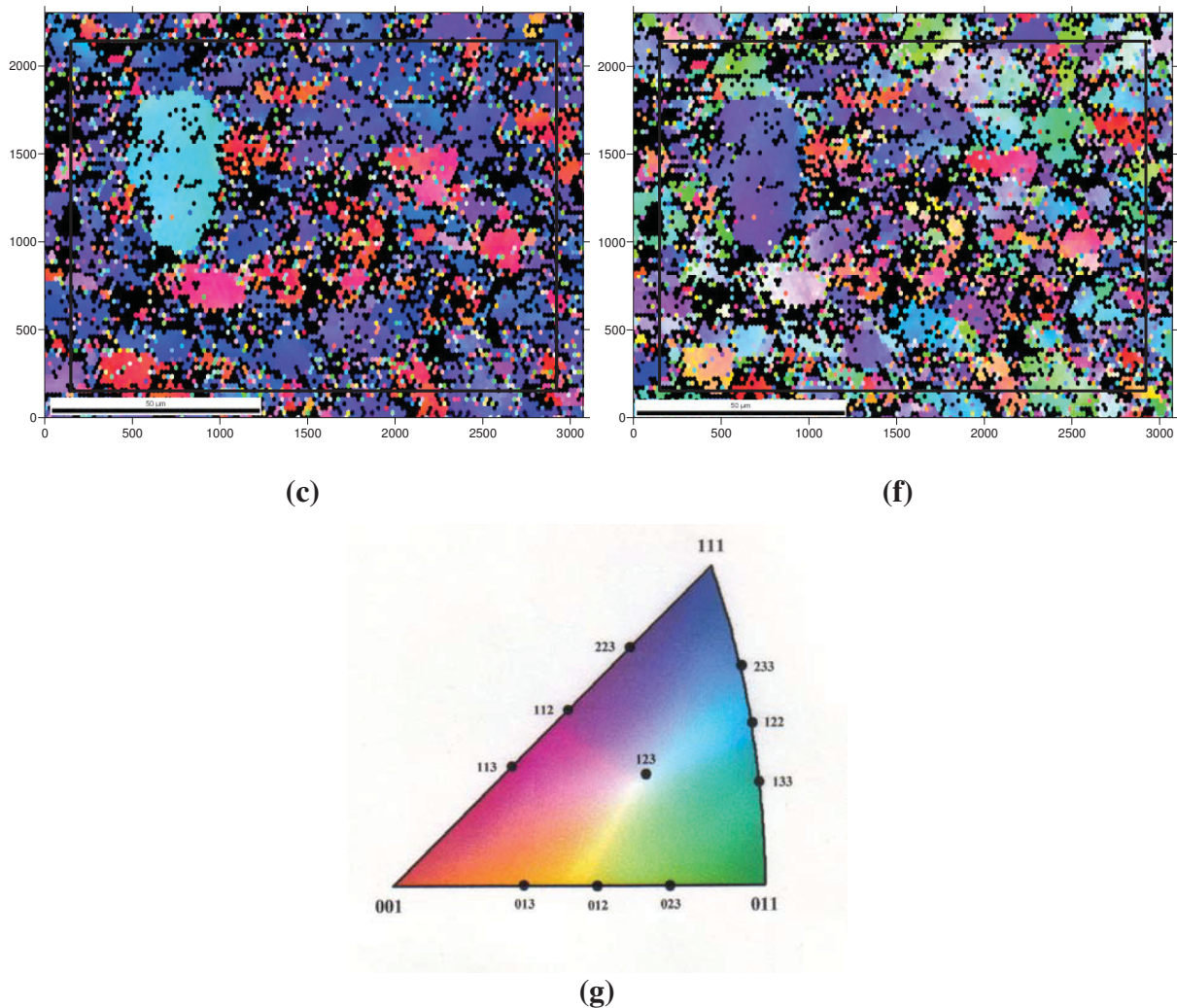
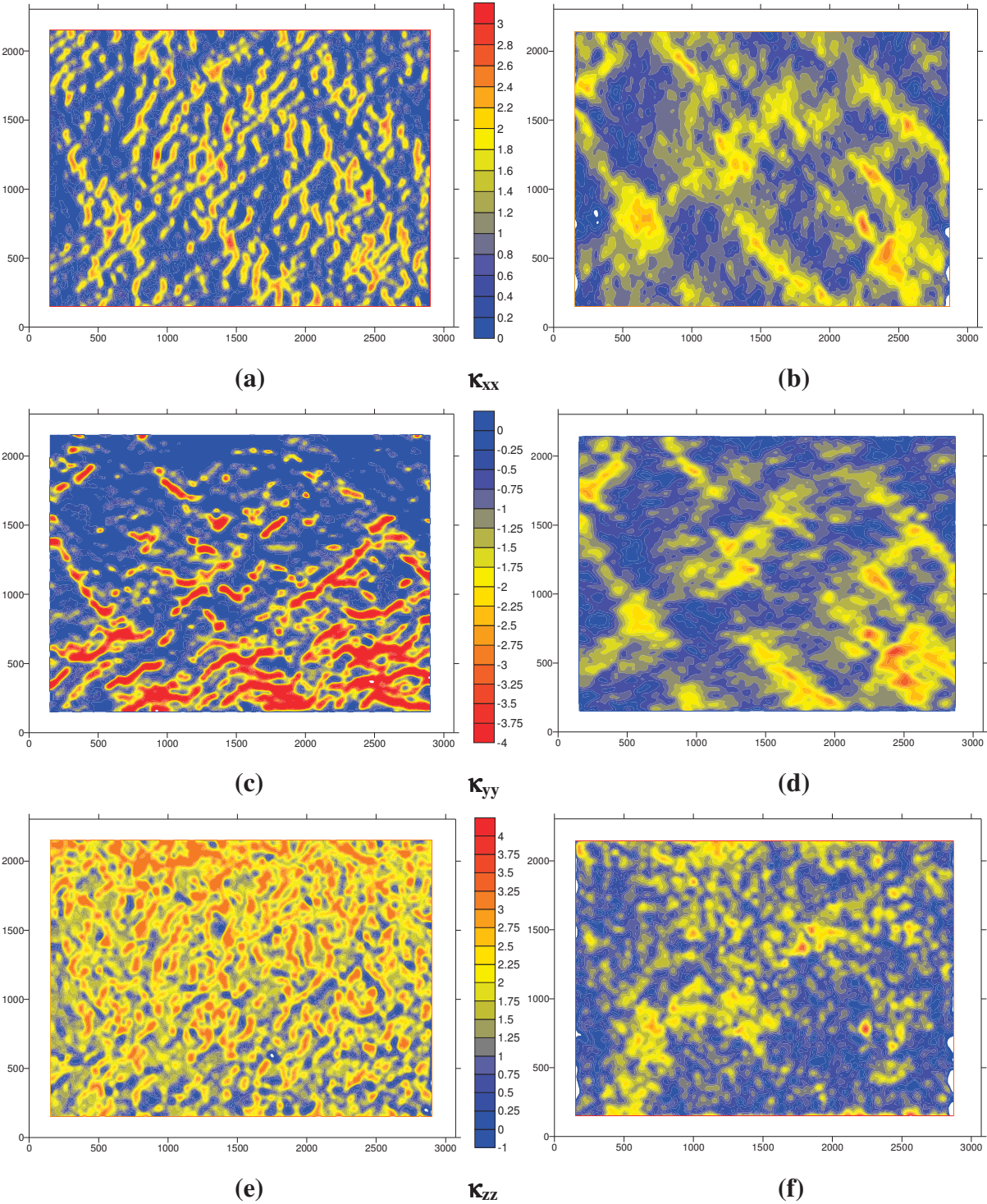


Abbildung 4-15: IPF-Maps bei den plastischen Verformungen von 0%, 7.1% und 11.9% (von oben nach unten) in Bezug auf die Extrusionsrichtung (a bis c) und die Zugrichtung (d bis f). (g) Standarddreieck. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

4.2.2 Ergebnisse der lokalen Verformungsmessung

In Abbildung 4-16 sind die Karten der relativen Dehnungen für die Zugrichtung (κ_{xx}) und die Querrichtungen (κ_{yy} und κ_{zz}) sowie die Karten der Scherung (ϵ_{xy}) und der Rotation (ρ_{xy}) bei zwei Verformungsstufen dargestellt. Die globalen Dehnungen betragen $\epsilon_{\text{global}} = 1.5\%$ bzw. $\epsilon_{\text{global}} = 5.3\%$, bezogen auf den unverformten Zustand. Bei den Abbildungen 4-16g bis 4-16j ist wieder darauf zu achten, dass die Farbgebung der Skalierungen nicht mit den vorherigen Karten übereinstimmt. Bei der Rotation und der Scherung wurde eine andere Farbgebung verwendet um die einzelnen Bereich deutlich sichtbar zu machen. Die Lokalisierung der Verformung ist in den Dehnungskarten κ_{xx} (Abbildung 4-16b) und κ_{yy} (Abbildung 4-16d) deutlich zu sehen. In den κ_{zz} Dehnungskarten ist die plastische Verformung über den

gesamten Messbereich annähert homogen. Was wieder darauf zurückzuführen ist, dass sich die Ableitung auf eine Ebene in x- und y-Richtung konzentriert. Bei den Scherungskarten (Abbildung 4-16g und 4-16h) kann man ebenfalls keine Scherbänder erkennen. In den Rotationskarten (Abbildung 4-16i und 4-16j) ist die Lokalisierung sehr gut erkennbar. Im Weiteren werden nur noch die Dehnungskarten in x- und in y-Richtung verwendet, da man durch diese das Auftreten und die Entwicklung der Scherbänder sehr gut erkennen kann.



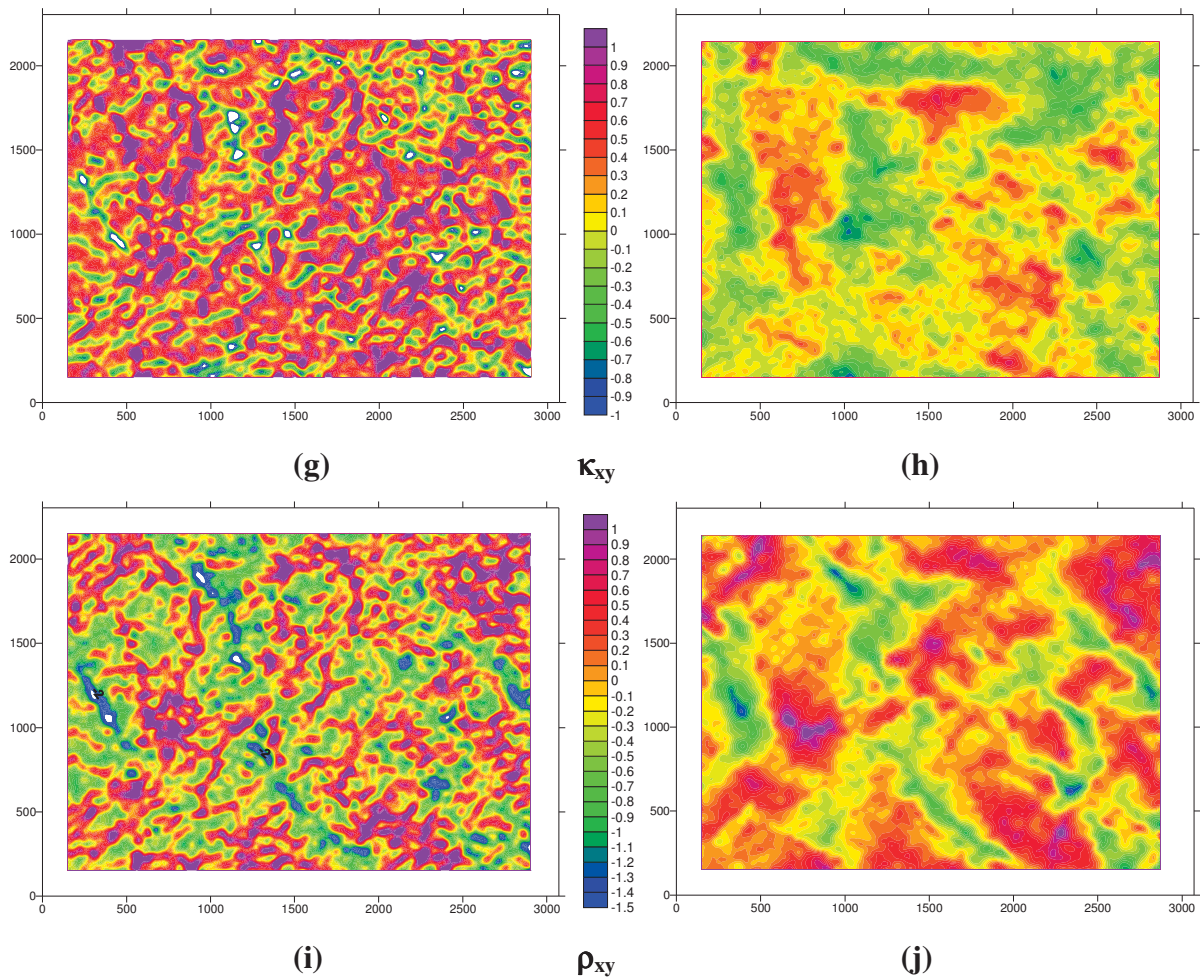


Abbildung 4-16: Lokale relative Dehnungen, lokale Scherung und lokale Rotation. (a) κ_{xx} , (c) κ_{yy} , (e) κ_{zz} , (g) κ_{xy} und (i) ρ_{xy} , jeweils bei einer globalen Dehnung von 1.5%; . (b) κ_{xx} , (d) κ_{yy} , (f) κ_{zz} , (h) κ_{xy} und (j) ρ_{xy} , jeweils bei einer globalen Dehnung von 5.3%; Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$.

Die Abbildungen 4-17a bis 4-17d zeigen die kumulativen relativen Dehnungskarten der Seite B bei einer globalen Dehnung von (a) 1.5%, (b) 2.8%, (c) 4% und (d) 5.3%. Für höhere plastische Dehnungen war es nicht möglich kumulative Dehnungskarten zu berechnen. Für Dehnungen über 5.3% werden die inkrementellen Dehnungskarten zur Auswertung herangezogen. Auch auf dieser Seite läuft die Verformung unter Bildung von Scherbändern ab. Die Scherbänder bilden sich auf der Seite B in einem Winkel von ca. 45° zur Zugrichtung aus. Die Gestalt und die Anzahl der Scherbänder ändern sich mit zunehmender globaler Dehnung nicht. Das heißt, es gibt hier ebenfalls Bereiche mit einer starken Dehnungsüberhöhung und Bereiche mit fast keiner Dehnung. Die Dehnungsüberhöhungen betragen ungefähr das 2 bis 2.5fache der globalen Dehnung. An Kreuzungspunkten der Scherbänder kommt es zu einer noch stärkeren Dehnungsüberhöhung und zu einer

Verbreiterung der Kreuzungspunkte. Die Dehnungsüberhöhungen in den Kreuzungspunkten der Scherbänder betragen ungefähr das 3fache der globalen Dehnung.

Die Verschiebungen (u_x) entlang des Profils 3 (Abbildung 4-17c und 4-17d) sind in Abbildung 4-18 dargestellt. Die Bereiche in denen Scherbänder auftreten sind mit Linien gekennzeichnet. Auch in diesem Fall ist zu sehen, dass sich die Lage und die Breite der Scherbänder mit zunehmender globaler Dehnung nicht ändern.

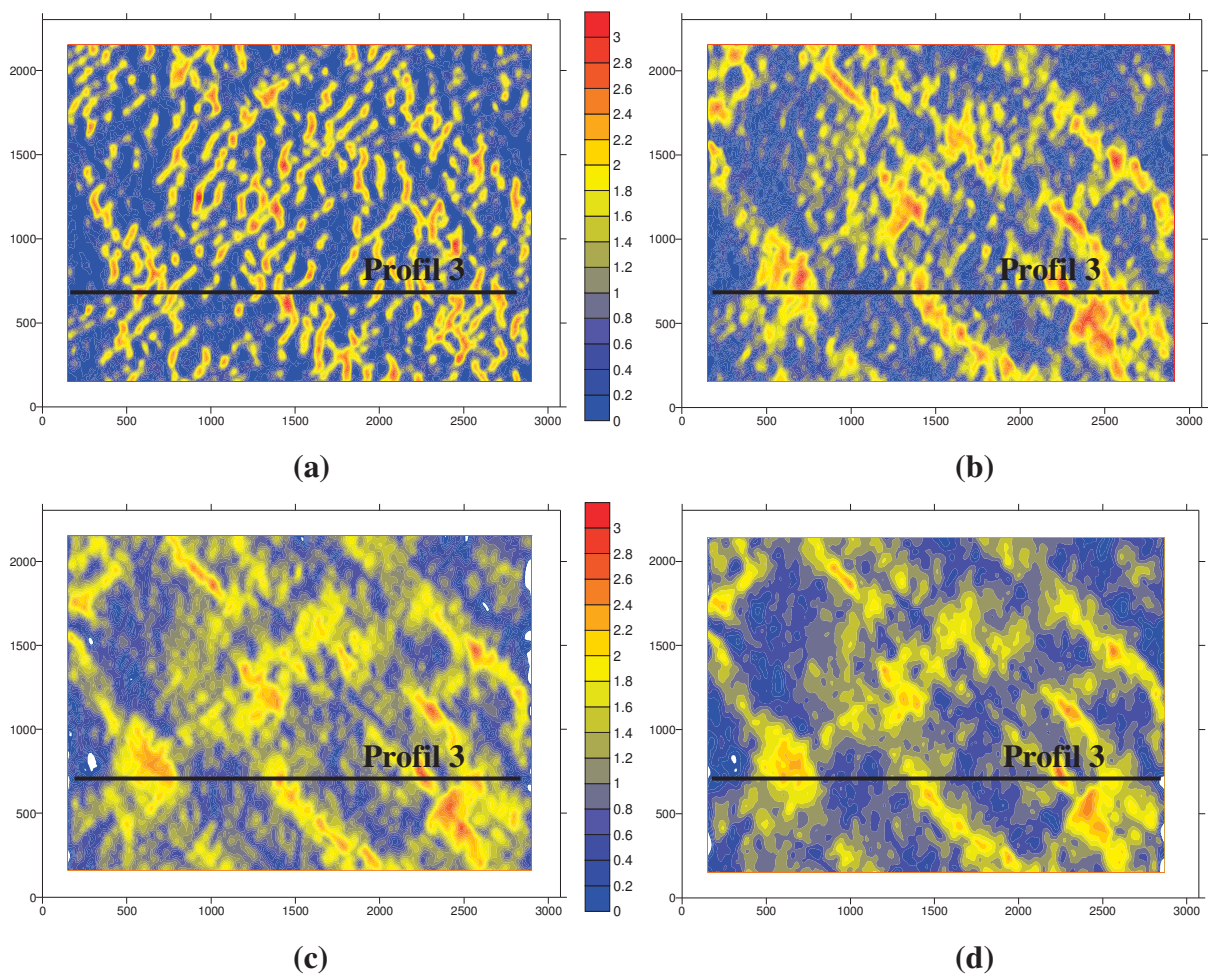


Abbildung 4-17: relative Dehnung in x-Richtung (κ_{xx}) bei steigender globaler Dehnung (a) 1.5% (b) 2.8% (c) 4.0% (d) 5.3%. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

In Abbildung 4-19 sind die inkrementellen relativen Dehnungskarten für verschiedene Verformungsschritte dargestellt. Anders als auf der Seite A kann man bei höheren plastischen Dehnungen keine weitere Lokalisierung der Verformung feststellen. Das heißt, dass die inkrementellen Dehnungskarten der Seite B das gleiche Aussehen haben wie die kumulativen Dehnungskarten der Seite B (siehe Abbildung 4-17 und Abbildung 4-19). Auch bei hohen

Verformungen bleiben die Breite, die Dehnungsüberhöhungen und die Anzahl der Scherbänder konstant.

Verschiebungsprofil

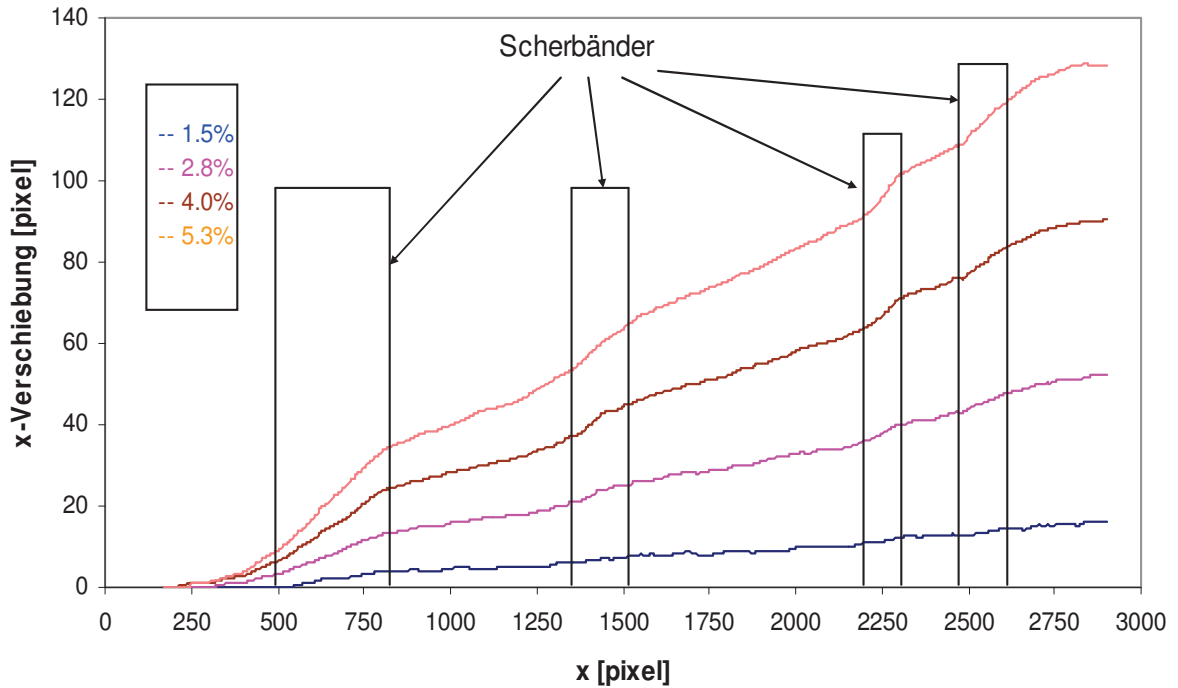
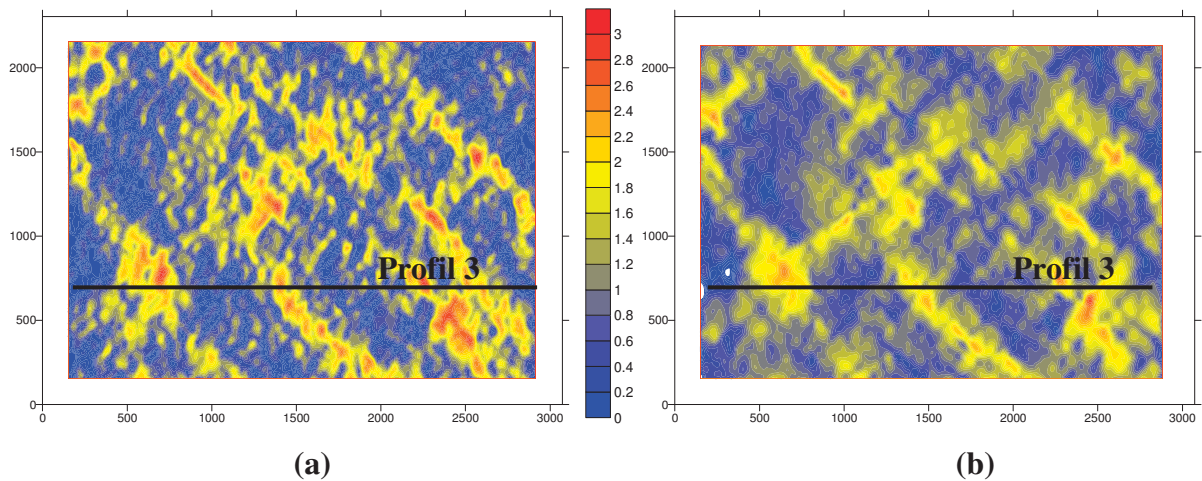
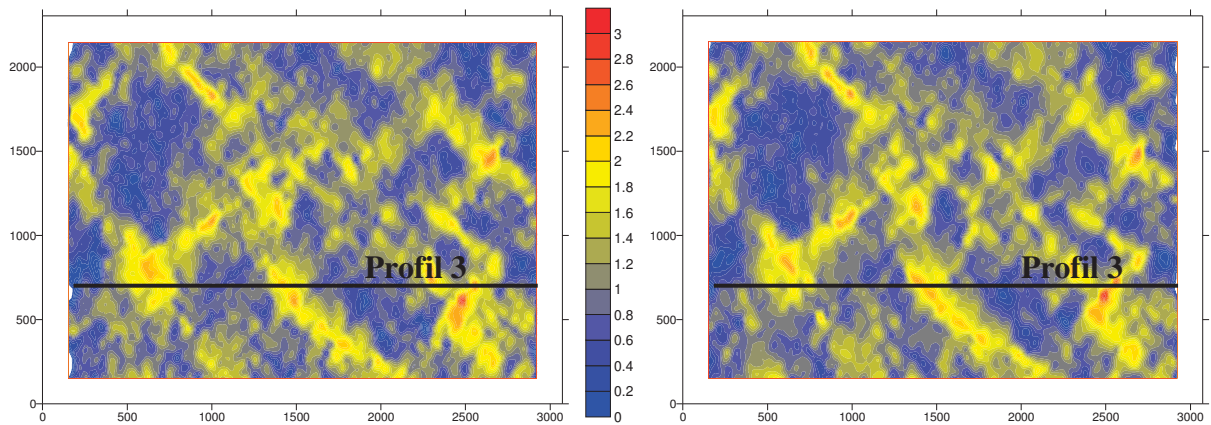


Abbildung 4-18: Verschiebungsprofil (u_x) entlang Profil 3 in Abbildung 4-16 bei steigender globaler Dehnung. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$





(c)

(d)

Abbildung 4-19: inkrementelle relative Dehnung in x-Richtung (κ_{xx}) bei den Verformungsschritten (a) 0% auf 2.8% (b) 2.8% auf 5.3% (c) 5.3% auf 9.5% und (d) 7.0% auf 11.9% plastische Verformung. Pixelgröße 0.04 μm

Das Verschiebungsprofil in Abbildung 4-20 zeigt, dass auch in diesem Fall die Breite und die Lage der Scherbänder konstant bleiben.

Verschiebungsprofil

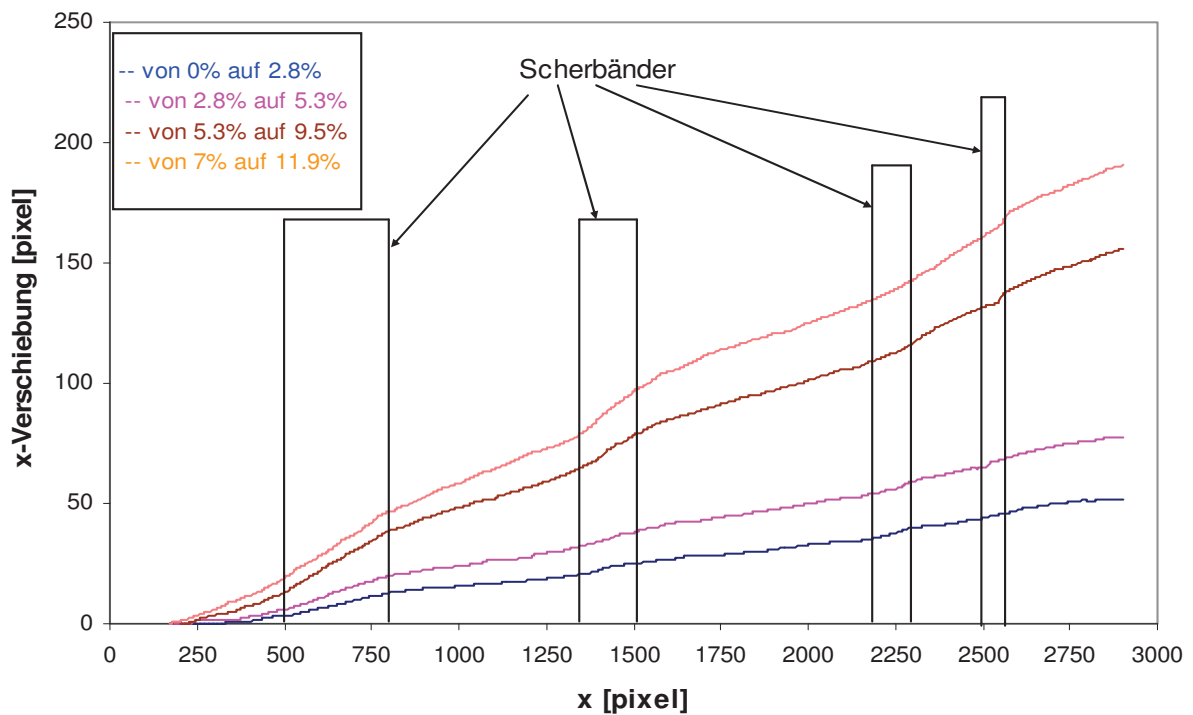


Abbildung 4-20: Verschiebungsprofil (u_x) entlang Profil 3 in Abbildung 4-18 bei steigender globaler Dehnung. Pixelgröße = 0.04 μm

In Abbildung 4-21a bis 4-21d sind die kumulativen relativen Rotationen dargestellt. Die Lokalisierung der Verformung ist hier ebenfalls sehr gut erkennbar. Die Rotation hat sowohl negative als auch positive Werte. Die Größe der Rotationen ist im positiven Bereich etwa vergleichbar mit den globalen Dehnungen. Die Werte für die negative Rotation können etwa das 1.5 fache der globalen Dehnung betragen. Im Bereich der größten Lokalisierung nimmt die Rotation die höchsten negativen Werte an.

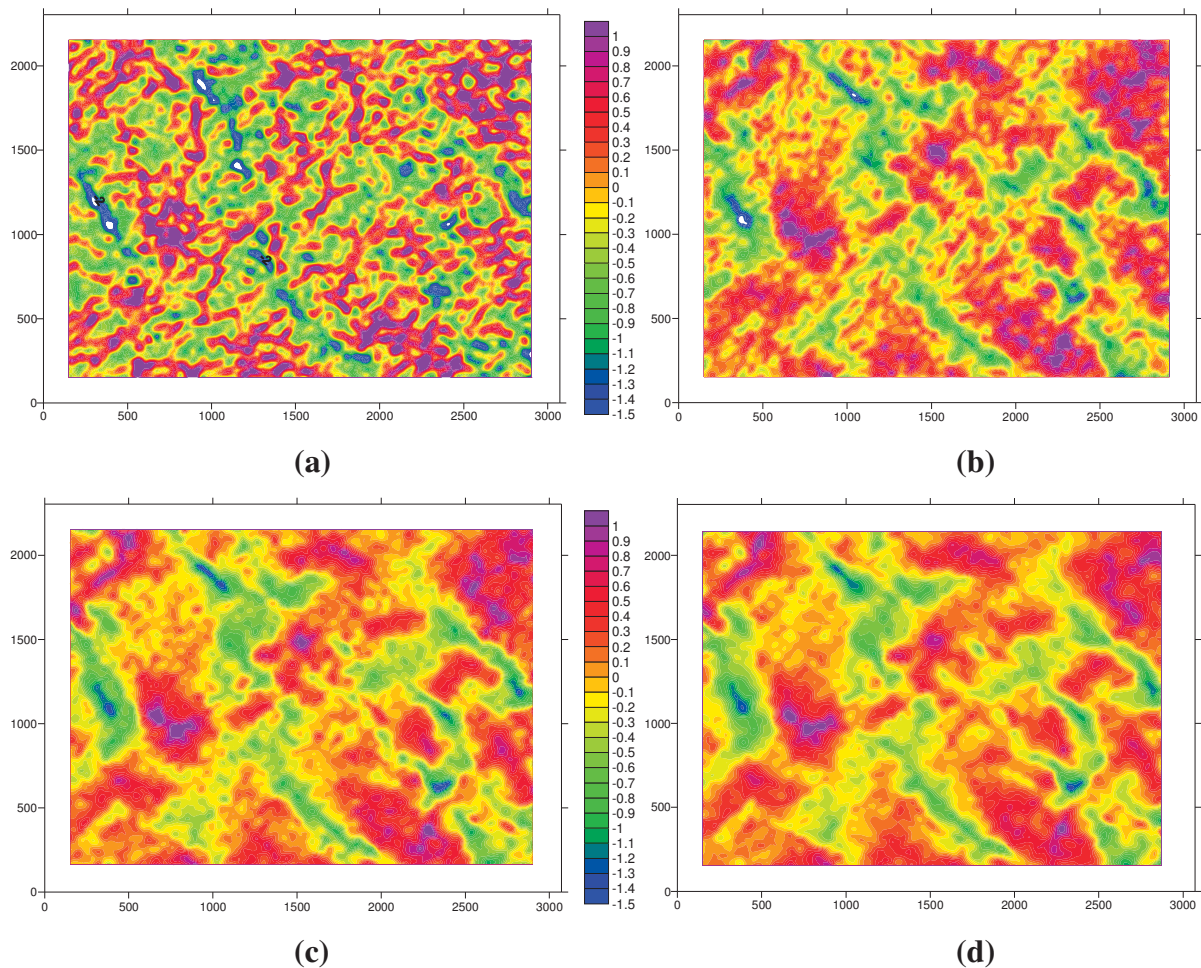


Abbildung 4-21: relative Rotation (ρ_{xy}) bei steigender globaler Dehnung (a) 1.5% (b) 2.8% (c) 4.0% (d) 5.3% (e) 7.1%. Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

In Abbildung 4-22 sind die inkrementellen relativen Dehnungen in y-Richtung (κ_{yy}) dargestellt. Es ist darauf zu achten, dass die Skalierung in diesem Fall negativ ist. Die Lage und die Ausrichtung der Scherbänder sind für die Verformung in y-Richtung ähnlich wie für die Verformung in x-Richtung. Sie unterscheiden sich jedoch durch das Vorzeichen.

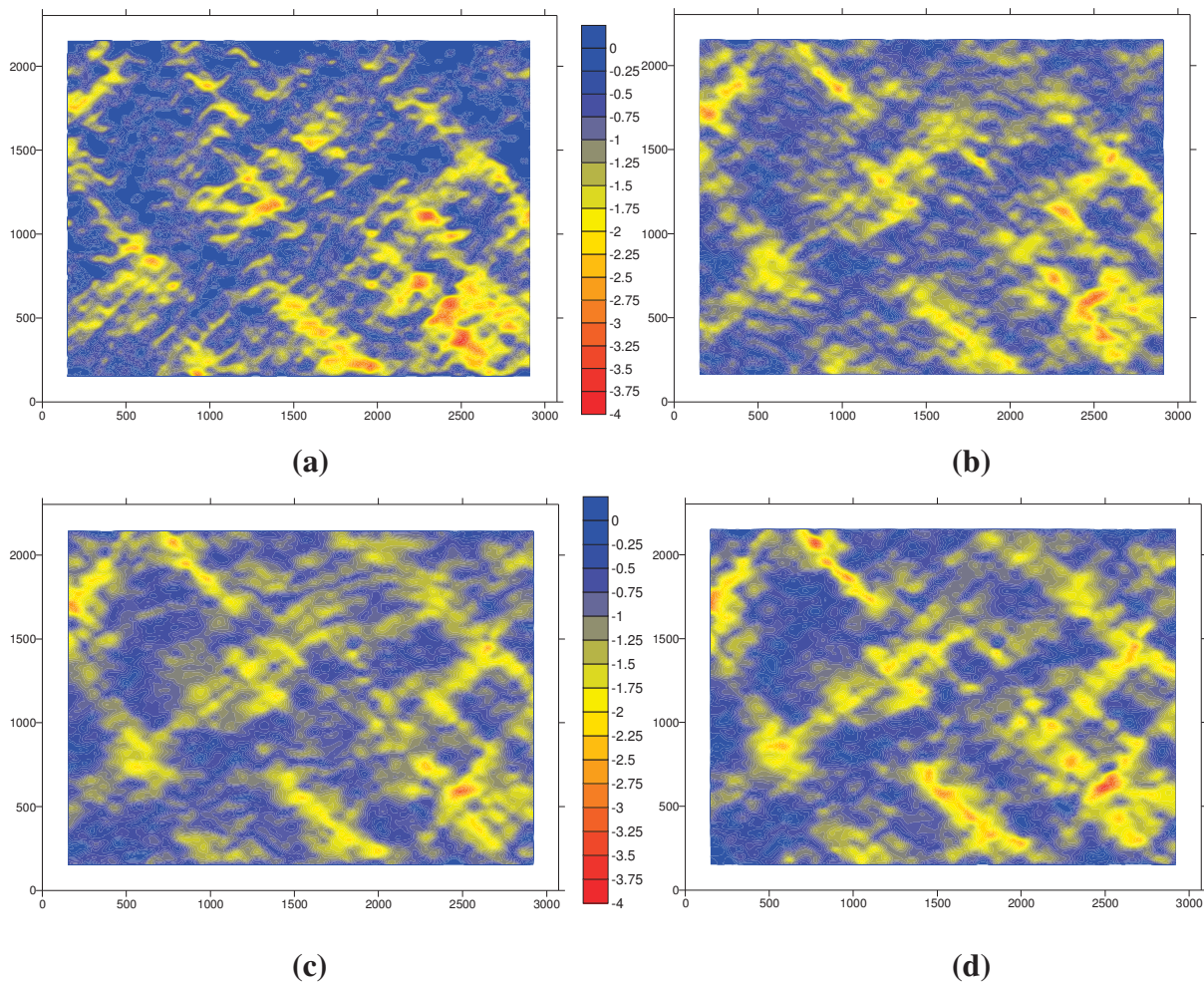


Abbildung 4-22: inkrementelle relative Dehnung in y-Richtung (κ_{yy}) bei den Verformungsschritten (a) 0% auf 2.8% (b) 2.8% auf 5.3% (c) 5.3% auf 9.5% und (d) 7.0% auf 11.9% plastische Verformung. Pixelgröße $0.04\mu\text{m}$

Die Dehnungsverteilungsfunktionen für die Seite B zeigt Abbildung 4-23. Auch hier ist zu sehen, dass die Kurven mit zunehmender globaler Dehnung immer schmaler und höher werden. Das heißt also, die Verformung wird zunehmend homogener. Die Kurve bei 1.5% plastischer Verformung weicht sehr stark von den übrigen Kurven ab. Dies ist wahrscheinlich durch den relativ großen Fehler bei der Berechnung der Dehnungskarten, der sich vor allem bei kleinen Dehnungen sehr stark auswirkt, zu erklären.

Histogramm x-Dehnung

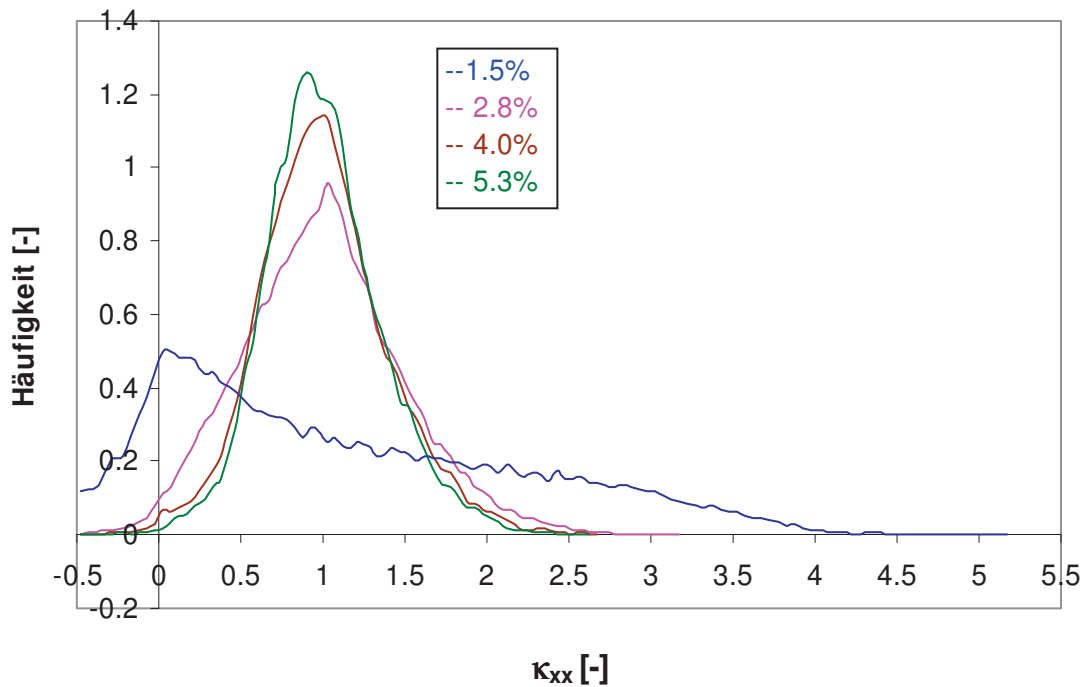
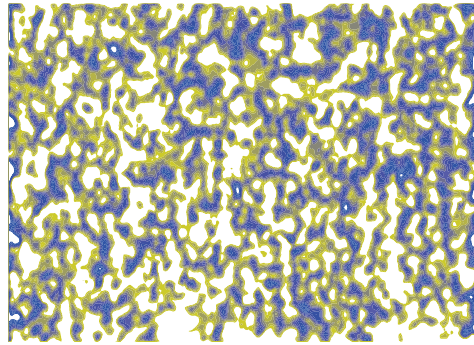
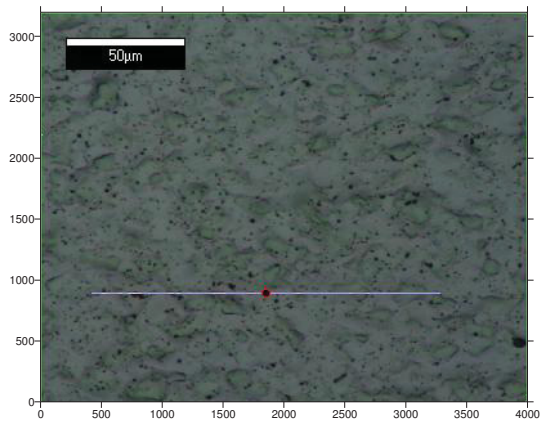


Abbildung 4-23: Verteilungsfunktionen der relativen Dehnungen (κ_{xx}) bei unterschiedlichen globalen Dehnungen

4.2.3 Entwicklung der Oberflächenstruktur

Um die Entwicklung der Oberflächenstruktur zu untersuchen, wurde die zweite Seite der Probe ebenfalls mit dem InfiniteFocus System vermessen. Abbildung 4-24 zeigt den mit InfiniteFocus analysierten Bereich der Probe und die dazugehörige Dehnungskarte. In Abbildung 4-24 ist die Oberflächenrauigkeit entlang des in Abbildung 4-24 eingezeichneten Profils dargestellt. Die maximale Rauhtiefe betrug vor der Verformung etwa $0.15\mu\text{m}$, nach 11.9% Verformung beträgt die maximale Rauhtiefe ca. $1.3\mu\text{m}$. Die Oberflächenrauigkeit ist also um einen Faktor 10 gestiegen. Da man in den lokalen Dehnungskarten in z-Richtung keine Lokalisierung der Verformung erkennen kann, lässt sich auch kein Zusammenhang mit den Rauigkeitsspitzen ermitteln.



5 Diskussion der Ergebnisse

In diesem Kapitel sollen die Ergebnisse der beiden untersuchten Seiten miteinander verglichen und der Einfluss der Kornorientierung beschrieben werden.

Um eine Orientierungsmessung und eine Verformungsmessung durchführen zu können, benötigt man eine gut präparierte Oberfläche. Die Präparationen der Probenoberfläche mittels verschiedener Ätzungen, erwiesen sich als nicht geeignet für die Orientierungsmessung. Um die störenden Einflüsse der Oberflächenschicht zu entfernen, wurde die Probe elektrolytisch poliert. Diese Präparation der Probenoberfläche erwies sich als geeignet für die Orientierungsmessung und für die lokale Verformungsmessung.

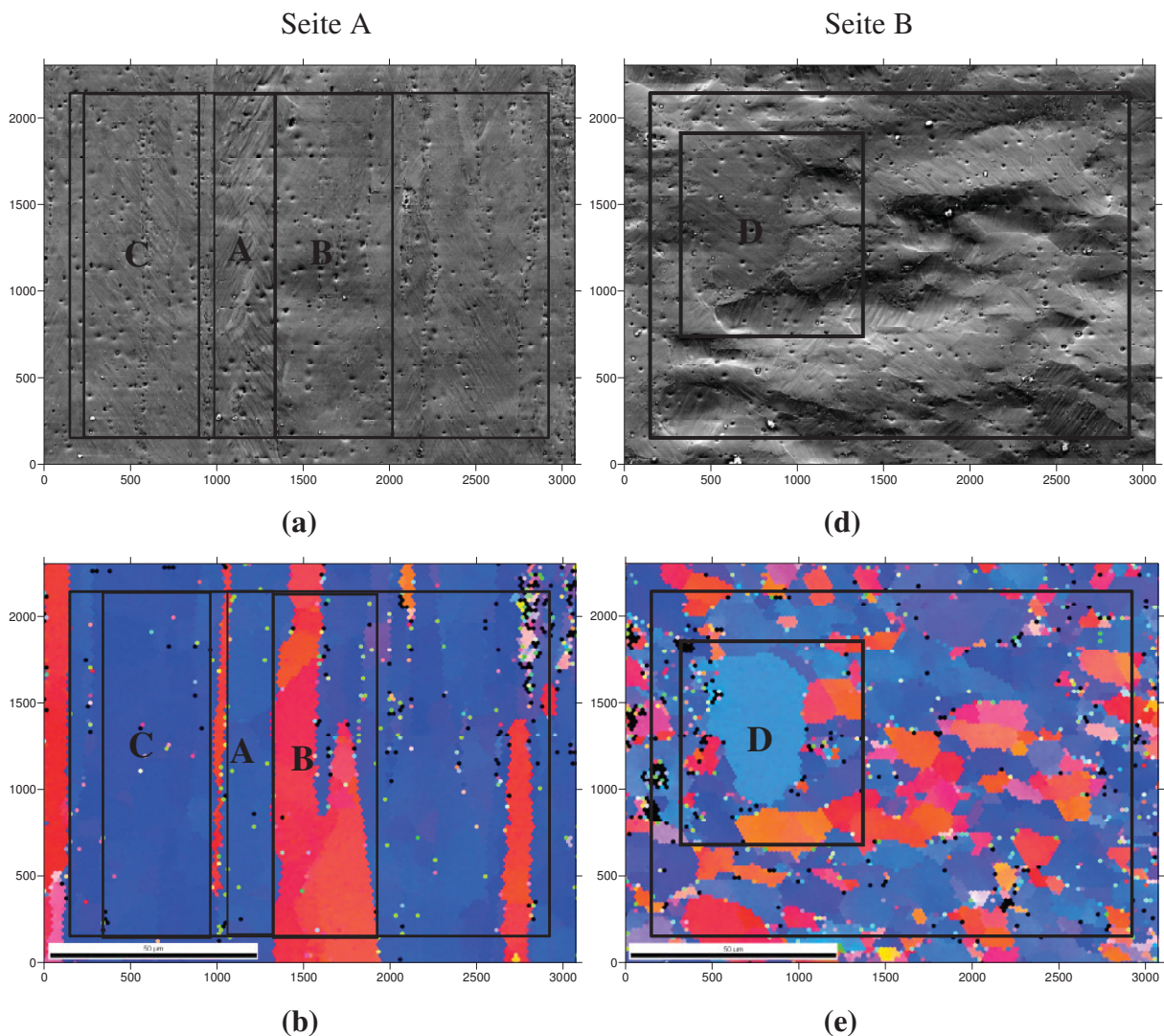
Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigen, dass sich die Aluminiumlegierung AA6061 sehr inhomogen verformt. Es kommt bereits in einem sehr frühen Stadium der Verformung zu einer Lokalisierung der Dehnungen.

Die lokale Verformungsmessung ist sehr gut geeignet, um die Bildung und die Entwicklung von Scherbändern zu untersuchen. Kumulative Dehnungskarten können jedoch nur bis zu einer Verformung von etwa 7% erstellt werden. Bei Dehnungen über 7% erhält man keine brauchbaren Daten mehr für die Dehnungskarten. Deshalb müssen zur Beschreibung großer Verformungen inkrementelle Dehnungskarten verwendet werden. Es ist jedoch darauf zu achten, dass inkrementelle Dehnungskarten nur die Informationen zwischen zwei Verformungsschritten wiedergeben. Bei kleinen Dehnungen wirkt sich der Berechnungsfehler, der etwa bei 0.8% liegt, sehr störend aus. Es werden Scheindeformationen dargestellt, die nichts mit der eigentlichen Verformung der Probe zu tun haben.

Der Verlauf der Scherbänder ist, wie in Abbildung 5-1 zu sehen ist, von der Form und der Orientierung der Körner abhängig. In der RD-TD Ebene (Seite A), wo die Körner eine gestreckte Form haben und die Streckung quer zur Extrusionsrichtung erfolgt, bilden sich Scherbänder die etwa parallel zur Extrusionsrichtung verlaufen. Hier passt die Richtung der Scherbänder jedoch nicht mit der Richtung der Gleitlinien überein (siehe Abbildung 5-1a und 5-1c). Die Gleitlinien sind etwa in einem Winkel von $\pm 70^\circ$ zur Zugrichtung geneigt (siehe Abbildung 5-2). Der mit A bezeichnete Bereich in Abbildung 5-1, ist der Bereich mit der größten Verformung. Man kann sehen, dass dieser Bereich zwischen zwei Körnern liegt (rot eingefärbte Körner), die eine andere Orientierung aufweisen. Die Verformung konzentriert

sich im Bereich A, da die Körner, die in (100) Richtung orientiert sind, sich nur wenig an der Verformung beteiligen. Im Bereich B findet fast überhaupt keine Verformung statt. Im Bereich C, der nicht einheitlich ist, gibt es sowohl Stellen mit größeren Verformungen als auch Stellen mit niedriger Verformung.

In der ND-TD Ebene (Seite B) bilden sich die Scherbänder in einem Winkel von etwa 45° zur Zugrichtung aus. Die Scherbänder erstrecken sich über eine große Zahl von ähnlich orientierten Körnern. Wie man im Bereich D erkennen kann (Abbildung 5-2), beteiligt sich das große Korn in der Mitte nur wenig an der Verformung. Die Scherbänder laufen an diesem Bereich vorbei. Die Verformung konzentriert sich auf die in der Orientierungsmappe blau dargestellten Bereiche. Das heißt, die Scherbänder verlaufen zwischen den in $\langle 100 \rangle$ Richtung orientierten Körnern (rote Körner). Die Kornorientierung hat also einen großen Einfluss auf den Verlauf der Scherbänder.



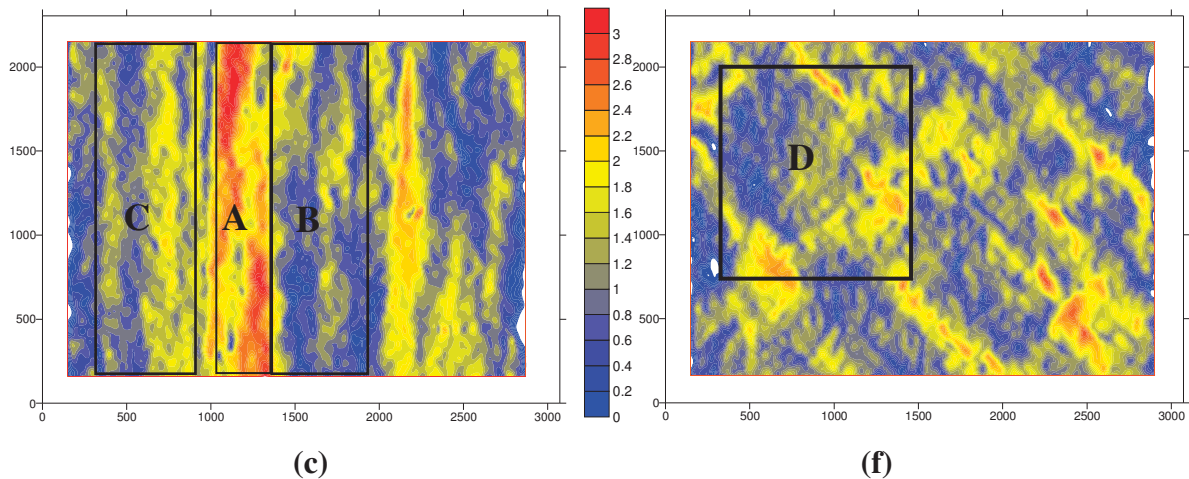


Abbildung 5-1: REM-Bilder (bei 11.9%), IPF-Mappen in Extrusionsrichtung (bei 0%) und die dazugehörigen inkrementellen lokalen relativen Dehnungskarten der Seite A ((a), (b) und (c)) und der Seite B ((d), (e) und (f)). Pixelgröße = $0.04\mu\text{m}$

Auf Seite A nimmt die Lokalisierung der Verformung mit steigender globaler Dehnung zu, was auf eine zunehmende Aufrauung der Probenoberfläche zurückzuführen ist. Durch das Abgleiten der Versetzungen in x- und in z-Richtung, kommt es zur Bildung von kleinen Kerben an der Probenoberfläche. In diesen Kerben kommt es zu Spannungsüberhöhungen, was zu einer weiteren Lokalisierung der Verformung führt. Auf Seite B kann man keine Veränderung der Dehnungsüberhöhungen oder der Lage der Scherbänder feststellen. Die Dehnungsüberhöhungen betragen etwa das 2fache der globalen Dehnung. Dass sich das Muster der Scherbänder mit zunehmender globaler Dehnung nicht ändert, ist darauf zurückzuführen, dass die Abgleitung hauptsächlich in x- und in y-Richtung erfolgt. Dadurch entstehen keine Kerben an der Probenoberfläche sondern eine so genannte „Orangenhaut“.

Abbildung 5-2 zeigt einen Ausschnitt aus dem Bereich A und B aus Abbildung 5-1a und den Bereich B aus Abbildung 5-1d. In Abbildung 5-2a kann man sehr schön die Gleitlinien, die in einem Winkel von ca. ± 70 Grad zur Zugrichtung geneigt sind. Diese Gleitlinien kommen vorwiegend im Bereich A (linke Seite der Abbildung 5-2a) aber auch im Bereich C vor. Der Winkel der Gleitlinien hängt von der Orientierung der Körner in Abhängigkeit zur Zugrichtung ab. In Abbildung 5-2b sieht man Gleitlinien mit den unterschiedlichsten Winkeln zur Zugrichtung.

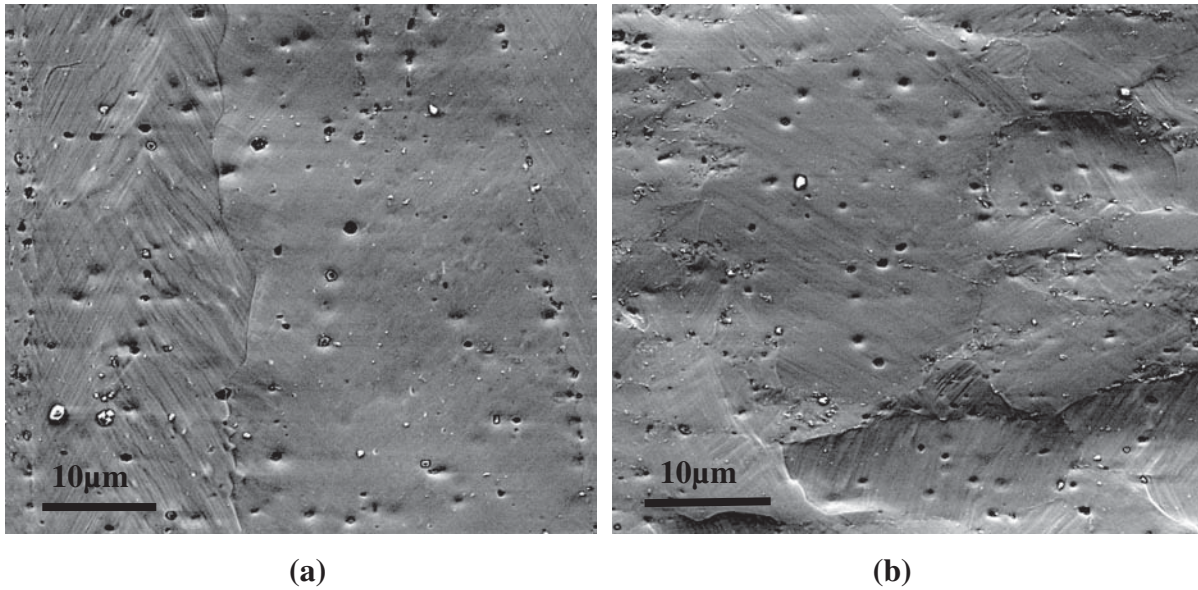


Abbildung 5-2: (a) Ausschnitt aus dem Bereich A und B in Abbildung 5-1, (c) Bereich D in Abbildung 5-1.

Der Bruch der Probe erfolgt schließlich nach überschreiten der Bruchdehnung (etwa 25%) mit Spur in Richtung der Scherbänder. In Abbildung 5-3 ist eine Lichtmikroskopaufnahme der Seite B der gebrochenen Probe zu sehen. Auf Seite A erfolgt der Bruch in einem Winkel von 90 Grad zur Zugrichtung, also auch entlang der Scherbänder.

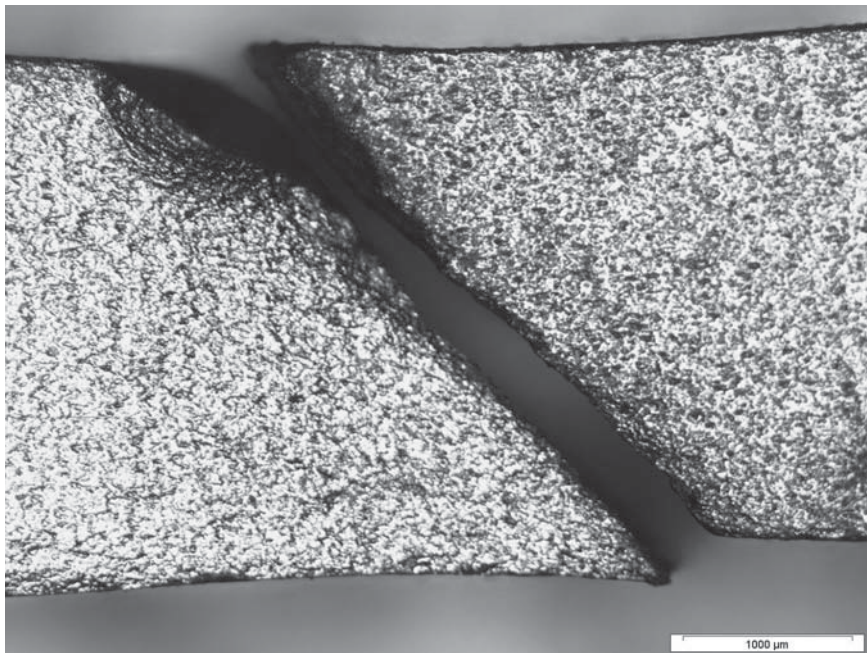


Abbildung 5-3: Seite B der gebrochene Aluminiumprobe

6 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurden die lokalen Verformungen und deren Zusammenhang mit der Kornorientierung einer pulvermetallurgisch hergestellten Aluminiumknetlegierung untersucht. Dafür wurde ein schrittweiser Zugversuch durchgeführt. Im unverformten Zustand und bei den jeweiligen Verformungsschritten wurden REM-Aufnahmen von zwei Probenoberflächen, die einen Winkel von 90 Grad einschließen, gemacht. Diese Bilder wurden mit der stereophotogrammetrischen lokalen Verformungsanalyse ausgewertet. Vor und nach dem Zugversuch wurden EBSD-Scans des analysierten Bereiches aufgenommen um die lokale Orientierung der Oberflächenkörner zu bestimmen.

Aus den lokalen Dehnungen wurden die relativen lokalen Dehnungen ermittelt, das heißt, die lokalen Dehnungen wurden durch die globale Dehnung dividiert, um die einzelnen Dehnungskarten besser miteinander vergleichen zu können. Dies erwies sich beim Vergleich sehr unterschiedlicher Verformungsstufen als sehr nützlich. Aussagen über die Homogenität der Verformungsfelder konnten durch die Ermittlung der Dehnungsverteilungsfunktion getroffen werden.

Das Material zeigt ein sehr inhomogenes Verformungsverhalten. Es bilden sich Scherbänder aus, in denen die lokalen Dehnungen etwa doppelt so groß sind wie die globale Dehnung. Abhängig vom Aussehen und der Orientierung der Körner sind diese Scherbänder entweder in einem Winkel von 90° oder in einem Winkel von 45° zur Zugrichtung geneigt. Zwischen den Scherbändern befinden sich Bereiche, die fast keine Verformung erfahren. Die Dehnungsüberhöhungen bleiben mit steigender globaler Dehnung annähernd konstant, was dazu führt dass die Probe mittels Scherbruch in einem Winkel von 45° zur Zugrichtung bricht.

7 Abbildungsverzeichnis

ABBILDUNG 2-1: ENTSTEHUNG DER KIKUCHI-LINIEN IM DURCHSTRAHLUNGSBEREICH, [8]	6
ABBILDUNG 2-2: AUFGENOMMENE UND IDENTIFIZIERTE KIKUCHI-LINIEN EINER ALUMINIUMPROBE..	6
ABBILDUNG 2-3 : (A) HOUGHTRANSFORMIERTE BÄNDER, (B) FARBLICHE MARKIERUNG DER BÄNDER	7
ABBILDUNG 2-4: IPF-MAPS EINER ALUMINIUMPROBE IM BEZUG AUF DIE (A) RD UND DIE (B) TD RICHTUNG MIT STANDARDREIECK	9
ABBILDUNG 2-5: FÜR DIE DEFINITION DES HOMOGENITÄTSPARAMETERS H_k	17
ABBILDUNG 2-6: ZUR ERKLÄRUNG DES SCHMIDSCHEN SCHUBSPANNUNGSGESETZES.....	19
ABBILDUNG 2-7: SCHEMATISCHE VERFESTIGUNGSKURVE VON KFZ-EINKRISTALLEN ORIENTIERT FÜR EINFACHGLEITUNG	22
ABBILDUNG 3-1: PROBE UND VORMATERIAL (ND: NORMAL DIRECTION; TD: TRANSVERSAL DIRECTION; RD: ROLLING DIRECTION)	24
ABBILDUNG 3-2: PROBENGEOMETRIE FÜR DEN ZUGVERSUCH. (A) ABMESSUNGEN DER PROBE, (B) BEZEICHNUNG DES KOORDINATENSYSTEMS.....	25
ABBILDUNG 3-3: MIKROHÄRTEEINDRÜCKE FÜR DIE KENNZEICHNUNG DES ZU ANALYSIERENDEN BEREICHES	27
ABBILDUNG 3-4 : REM AUFNAHME DER GEÄTZTEN OBERFLÄCHE. (A) SEITE A, (B) SEITE B	27
ABBILDUNG 3-5: REM AUFNAHME DER ELEKTROLYTISCH POLIERTEN OBERFLÄCHE. (A) SEITE A, (B) SEITE B	28
ABBILDUNG 3-6: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DES AUFBAUS ZUR AUFNAHME VON BEUGUNGSBILDERN AM REM, [17].....	30
ABBILDUNG 3-7: PROBENHALTER MIT ZUGPROBE.....	31
ABBILDUNG 3-8: BELASTUNGSEINRICHTUNG KAMMRATH & WEISS	32
ABBILDUNG 3-9: INFINITEFOCUS MESSGERÄT VON DER FIRMA ALICONA	34
ABBILDUNG 4-1: TECHNISCHES SPANNUNGS-DEHNUNGSDIAGRAMM.....	35
ABBILDUNG 4-2: REM- AUFNAHMEN DER SEITE A BEI (A) 0% (B) 2.8% (C) 5.3% UND (D) 11.9% GLOBALER DEHNUNG. PIXELGRÖÖE = 0.04 μ M	36
ABBILDUNG 4-3: IPF-MAPS BEI DEN PLASTISCHEN VERFORMUNGEN VON 0%, 7.1% UND 11.9% (VON OBEN NACH UNTEN) IN BEZUG AUF DIE EXTRUSIONSRICHTUNG (A BIS C) UND DIE ZUGRICHTUNG (D BIS F). (G) STANDARDREIECK. PIXELGRÖÖE = 0.04 μ M.....	38

ABBILDUNG 4-4: LOKALE RELATIVE DEHNUNGEN, LOKALE SCHERUNG UND LOKALE ROTATION. (A) κ_{xx} , (C) κ_{yy} , (E) κ_{zz} , (G) κ_{xy} UND (I) ρ_{xy} , JEWEILS BEI EINER GLOBALEN DEHNUNG VON 1.5%; . (B) κ_{xx} , (D) κ_{yy} , (F) κ_{zz} , (H) κ_{xy} UND (J) ρ_{xy} , JEWEILS BEI EINER GLOBALEN DEHNUNG VON 5.3%; PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	41
ABBILDUNG 4-5: RELATIVE DEHNUNG IN X-RICHTUNG (κ_{xx}) BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG (A) 1.5% (B) 2.8% (C) 4.0% (D) 5.3% (E) 7.1%. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	43
ABBILDUNG 4-6: VERSCHIEBUNGSPROFIL (U_x) ENTLANG PROFIL 1 IN ABBILDUNG 4-5 BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG. PIXELGRÖÙE = 0,04 μ m	43
ABBILDUNG 4-7: INKREMENTELLE RELATIVE DEHNUNG IN X-RICHTUNG (κ_{xx}) BEI DEN VERFORMUNGSSCHRITTEN (A) 0% AUF 2.8% (B) 2.8% AUF 5.3% (C) 5.3% AUF 9.5% UND (D) 7.1% AUF 11.9% PLASTISCHE VERFORMUNG. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	45
ABBILDUNG 4-8: VERSCHIEBUNGSPROFIL (U_x) ENTLANG PROFIL 1 IN ABBILDUNG 4-7 BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG. PIXELGRÖÙE = 0,04 μ m	45
ABBILDUNG 4-9: RELATIVE ROTATION (ρ_{xy}) BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG (A) 1.5% (B) 2.8% (C) 4.0% (D) 5.3% (E) 7,1%. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	46
ABBILDUNG 4-10: INKREMENTELLE RELATIVE DEHNUNG IN Z-RICHTUNG (κ_{zz}) BEI DEN VERFORMUNGSSCHRITTEN (A) 0% AUF 2.8% (B) 2.8% AUF 5.3% (C) 5.3% AUF 9.5% UND (D) 7.1% AUF 11.9% PLASTISCHE VERFORMUNG. PIXELGRÖÙE 0.04 μ m	47
ABBILDUNG 4-11: VERTEILUNGSFUNKTIONEN DER RELATIVEN DEHNUNGEN (κ_{xx}) BEI UNTERSCHIEDLICHEN GLOBALEN DEHNUNGEN	48
ABBILDUNG 4-12: AUFNAHME MIT DEM INFINITEFOCUS UND DIE DAZUGEHÖRIGE RELATIVE DEHNUNGSKARTE IN Z-RICHTUNG BEI EINER GLOBALEN DEHNUNG VON 11.9%.....	49
ABBILDUNG 4-13: OBERFLÄCHENRAUHGHEIT NACH 11.9% PLASTISCHER VERFORMUNG. ERMITTELT MIT INFINITEFOCUS. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m	50
ABBILDUNG 4-14: REM- AUFNAHMEN DER SEITE A BEI (A) 0% (B) 2.8% (C) 5.3% UND (D) 11.9% GLOBALER DEHNUNG. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m	51
ABBILDUNG 4-15: IPF-MAPS BEI DEN PLASTISCHEN VERFORMUNGEN VON 0%, 7.1% UND 11.9% (VON OBEN NACH UNTEN) IN BEZUG AUF DIE EXTRUSIONSRICHTUNG (A BIS C) UND DIE ZUGRICHTUNG (D BIS F). (G) STANDARDREIECK. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	53
ABBILDUNG 4-16: LOKALE RELATIVE DEHNUNGEN, LOKALE SCHERUNG UND LOKALE ROTATION. (A) κ_{xx} , (C) κ_{yy} , (E) κ_{zz} , (G) κ_{xy} UND (I) ρ_{xy} , JEWEILS BEI EINER GLOBALEN DEHNUNG VON 1.5%; . (B) κ_{xx} , (D) κ_{yy} , (F) κ_{zz} , (H) κ_{xy} UND (J) ρ_{xy} , JEWEILS BEI EINER GLOBALEN DEHNUNG VON 5.3%; PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	55
ABBILDUNG 4-17: RELATIVE DEHNUNG IN X-RICHTUNG (κ_{xx}) BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG (A) 1.5% (B) 2.8% (C) 4.0% (D) 5.3%. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m.....	56
ABBILDUNG 4-18: VERSCHIEBUNGSPROFIL (U_x) ENTLANG PROFIL 3 IN ABBILDUNG 4-16 BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG. PIXELGRÖÙE = 0.04 μ m	57
ABBILDUNG 4-19: INKREMENTELLE RELATIVE DEHNUNG IN X-RICHTUNG (κ_{xx}) BEI DEN VERFORMUNGSSCHRITTEN (A) 0% AUF 2.8% (B) 2.8% AUF 5.3% (C) 5.3% AUF 9.5% UND (D) 7.0% AUF 11.9% PLASTISCHE VERFORMUNG. PIXELGRÖÙE 0.04 μ m	58

ABBILDUNG 4-20: VERSCHIEBUNGSPROFIL (u_x) ENTLANG PROFIL 3 IN ABBILDUNG 4-18 BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG. PIXELGRÖÖE = $0.04\mu\text{m}$	58
ABBILDUNG 4-21: : RELATIVE ROTATION (ρ_{xy}) BEI STEIGENDER GLOBALER DEHNUNG (A) 1.5% (B) 2.8% (C) 4.0% (D) 5.3% (E) 7.1%. PIXELGRÖÖE = $0.04\mu\text{m}$	59
ABBILDUNG 4-22: INKREMENTELLE RELATIVE DEHNUNG IN Y-RICHTUNG (κ_{yy}) BEI DEN VERFORMUNGSSCHRITTEN (A) 0% AUF 2.8% (B) 2.8% AUF 5.3% (C) 5.3% AUF 9.5% UND (D) 7.0% AUF 11.9% PLASTISCHE VERFORMUNG. PIXELGRÖÖE $0.04\mu\text{m}$	60
ABBILDUNG 4-23: VERTEILUNGSFUNKTIONEN DER RELATIVEN DEHNUNGEN (κ_{xx}) BEI UNTERSCHIEDLICHEN GLOBALEN DEHNUNGEN	61
ABBILDUNG 4-24: AUFNAHME MIT DEM INFINITEFOCUS UND DIE DAZUGEHÖRIGE RELATIVE DEHNUNGSKARTE IN Z-RICHTUNG BEI EINER GLOBALEN DEHNUNG VON 11.9%	62
ABBILDUNG 4-25: OBERFLÄCHENRAUHIGKEIT NACH 11.9% PLASTISCHER VERFORMUNG. ERMITTELT MIT INFINITEFOCUS. PIXELGRÖÖE = $0.04\mu\text{m}$	62
ABBILDUNG 5-1: REM-BILDER(BEI 11.9%), IPF-MAPPEN IN EXTRUSIONSRICHTUNG (BEI 0%) UND DIE DAZUGEHÖRIGEN INKREMENTELLEN LOKALEN RELATIVEN DEHNUNGSKARTEN DER SEITE A ((A), (B)UND (C)) UND DER SEITE B ((D), (E) UND (F)). PIXELGRÖÖE = $0.04\mu\text{m}$	65
ABBILDUNG 5-2: (A) AUSSCHNITT AUS DEM BEREICH A UND B IN ABBILDUNG 5-1, (C) BEREICH D IN ABBILDUNG 5-1.	66
ABBILDUNG 5-3: SEITE B DER GEBROCHENE ALUMINIUMPROBE	66

8 Literaturnachweis

- [1] J.J. Gilman, Micromechanics of shear banding. *Mechanics of Materials* **17** (1994) 83-96.
- [2] R. Akeret, Versagen durch Scherbänder bei der Umformung von Blechen aus Aluminiumwerkstoffen. Teil 1: Makroskopische Versagensmechanismen. *Zeitschrift für Metallkunde* **81** (1990) 777-782.
- [3] C. Zener, J.H. Hollomon, Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *Journal of Applied Physics* **15** (1944) 22-32.
- [4] K.J. Kozaczek, B.G. Petrovic, C.O. Ruud, S.K. Kurtz, A.R. McIlree, Microstructural modelling of grain-boundary stresses in an alloy 600. *Journal of Materials Science* **30** (1995) 2390-2400.
- [5] W.S. Lee, W.C. Sue, C.F. Lin, C.J. Wu, Effect of aging on high strain rate and high temperature properties of 7075 aluminium alloy. *Material Science Technology* **15** (1999) 1379-1386.
- [6] K. Unterweger, Das Verformungsverhalten von Metall-Matrix Verbundwerkstoffen. Dissertation, Montanuniversität Leoben (2004).
- [7] V. Randle, O. Engler, Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture & Orientation Mapping. The Gordon and Breach Publishing Group, 2000, ISBN: 90-5699-224-4
- [8] Ch. Motz, Lokale Orientierungsänderung bei plastischer Verformung. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben (1998).
- [9] D. Raabe, Dissertation, RWTH Aachen (1992).
- [10] Orientation Image Microscopy, User Manuel, TexSEM Labs. Inc.
- [11] D.L. Davidson, The observation and measurement of displacements and strain by stereoimaging. *Scanning Electron Microscopy* **11** (1979) 79-86
- [12] D.L. Davidson, A model for fatigue crack advance based on crack tip metallurgical and mechanics parameters. *Acta Metallurgica* **32** (1984) 707-714
- [13] D.L. Davidson, Small and large fatigue cracks in aluminum alloys. *Acta Metallurgica* **36** (1988) 2275-2282
- [14] Ch. Stocker, Stereogrammetrische Verformungsmessung an einem Zweiphasenstahl. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben (1996).

- [15] J. Stampfl, S. Scherer, M. Berchthaler, M. Gruber, O. Kolednik, Determination of the fracture toughness by automatic image processing. *International Journal of Fracture* **78** (1996) 35-44.
- [16] S. Scherer, O. Kolednik, A new system for automatic surface analysis in SEM. *Microscopy and Analysis* **70** (2001) 15-17.
- [17] A. Tatschl, Neue experimentelle Methoden zur Charakterisierung von Verformungsvorgängen. Dissertation, Montanuniversität Leoben (2000).
- [18] C. Zach, A. Klaus, K. Hadwiger, K. Karner, Fast and dense stereo reconstruction using graphics hardware. EUROGRAPHICS 2003, Vol. 22, Number 3 (2003)
- [19] A. Tatschl, O. Kolednik, A new tool for experimental characterization of micro-plasticity. *Materials Science and Engineering* **A342** (2003) 152-168
- [20] K. Unterweger, O. Kolednik, The local deformation behaviour of MMCs – an experimental study. *Zeitschrift für Metallkunde* **96** (2005) 1063-1068
- [21] P. Perzyna, Localization and Fracture Phenomena in Inelastic Solids. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York (1998) ISBN: 3-211-82918-0
- [22] G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York (2001) ISBN: 3-540-41961-6
- [23] D.N. Lee, Y.H. Chung, M.Ch. Shin, Preferred orientation in extruded aluminium alloy rod. *Scripta Metallurgica* **17** (1983) 339-342
- [24] Publication MMC network: http://mmc-assess.tuwien.ac.at/public/v2_thermaltreat.pdf
- [25] Homepage Alicona: http://www.alicon.com/upload/pdf/application/german/alicon_a_IF_D_2006_low_resolution.pdf
- [26] R. Akeret, Versagen durch Scherbänder bei der Umformung von Blechen aus Aluminiumwerkstoffen. Teil 2: Einfluss des Korngefüges. *Zeitschrift für Metallkunde* **81** (1990) 869-876
- [27] J. Stampfl, S. Scherer, M. Gruber, O. Kolednik, Reconstruction of surface topographies by scanning electron microscopy for application in fracture research. *Applied Physics* **A63** (1996) 341-346.
- [28] U.F. Kocks, H. Chandra, Slip geometry in partially constrained deformation. *Acta Metallurgica* **30** (1982) 695-709.