Diffraction stress analysis of thin films; investigating elastic grain interaction

Von der Fakultät für Chemie der Universität Stuttgart zur Erlangung der Würde eines Doktors der Naturwissenschaften (Dr. rer. nat.) genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von

Atul Kumar

aus Varanasi in Indien

Hauptberichter: Mitberichter: Mitprüfer:

Prof. Dr. Ir. E.J. Mittemeijer Prof. Dr. F. Aldinger Prof. Dr. H. Bertagnolli

Tag der Einreichung: Tag der mündlichen Prüfung: 29. September 200502. Dezember 2005

Max-Planck-Institut für Metallforschung Stuttgart, Institut für Metallkunde der Universität Stuttgart, Stuttgart, 2005

Table of Contents

1. Introduction	1
2. Direction-dependent grain interaction in nickel and copper thin films, and	alysed
by X-ray diffraction	7
2.1. Introduction; surface anisotropy and morphological texture	8
2.2. Theoretical basis	
2.2.1. Surface anisotropy	
2.2.1.1. Extreme and effective grain-interaction models	
2.2.1.2. The Vook-Witt and inverse Vook-Witt models	
2.2.1.3. An effective grain-interaction model for surface anisotropy (as m	et in thin
films)	13
2.2.2. Grain-shape (morphological) texture	15
2.2.3. Diffraction stress analysis of elastic grain interaction	16
2.3. Experimental	17
2.3.1. Nickel and copper film preparation	17
2.3.2. Focused ion beam microscopy	
2.3.3. X-ray diffraction measurement	
2.3.4. Determination of the crystallographic orientation distribution function	n20
2.4. Results and discussion	
2.4.1. Microstructure	
2.4.2. Crystallographic texture	
2.4.3. Stress analysis	
2.4.3.1. Stress analysis on the basis of grain-interaction due to surface an	isotropy
2.4.3.1.1. Results for nickel layer	
2.4.3.1.2. Results for copper layer	
2.4.3.2. Stress analysis on the basis of grain-interaction due to a grain-sha	ape
texture	
2.4.3.2.1. Results for nickel layer	
2.4.3.2.2. Results for copper layer	

2.5. Comparative discussion	34
2.6. Conclusions	37
3. Analysis of gradients of mechanical stresses by X-ray diffraction measurement	nts at
fixed penetration/information depths	39
3.1. Introduction	40
3.2. Theoretical background	43
3.2.1. Basics	43
3.2.1.1. Frames of reference	43
3.2.1.2. Instrumental angles	44
3.2.1.3. Measures for X-ray penetration	45
3.2.2. Diffraction stress analysis	47
3.2.3. Diffraction geometry	48
3.2.3.1. The ω -mode, $\chi = 0$ (figure 3.2a)	48
3.2.3.2. The χ -mode (ψ -mode), $\omega = \theta$ (figure 3.2b)	49
3.2.3.3. Combined ω/χ -mode: diffraction measurements at fixed	
penetration/information depth	49
3.2.3.3.1. Basic formulae	49
3.2.3.3.2. Strategy for stress measurements at constant penetration depth	50
3.2.3.3.3. Accessible range of penetration/information depth	53
3.2.3.3.4. The application of very small angles of incidence	55
3.3. Experimental	57
3.3.1. Nickel-layer preparation	57
3.3.2. X-ray diffraction measurements	57
3.3.2.1. Laboratory four-circle diffractometer	57
3.3.2.2. Synchrotron X-ray diffraction	59
3.3.2.3. Diffraction line fitting and stress analysis	61
3.3.3. Determination of the crystallographic orientation distribution function	62
3.3.4. Focused ion beam microscopy	63
3.4. Results	63
3.4.1. Microstructure	63
3.4.2. Crystallographic texture	65

3.4.3. Stress analysis	66
3.4.3.1. Laboratory four circle diffractometer	67
3.4.3.2. Synchrotron X-ray diffraction	69
3.5. Discussion	71
3.5.1. Origin of stress	71
3.5.2. Detection of stress gradient	72
3.6. Summary	76
Appendix 3.1. Derivation of the angle of incidence, angle of exit, tilt angle ψ a	and the
penetration depth for the case of combined ω/χ -mode	77
Appendix 3.2. Derivation of the rotation angle φ for the case of combined ω/χ	-mode.80
4. Analysis of gradients of elastic grain-interaction constraints and mechanic	cal
stresses by X-ray diffraction measurements at fixed penetration/information	tion
depths	
4.1. Introduction	
4.2. Theoretical basis	
4.2.1. Surface anisotropy	
4.2.1.1. Extreme and effective grain-interaction models	
4.2.1.2. The Vook-Witt and inverse Vook-Witt models	
4.2.1.3. An effective grain-interaction model for surface anisotropy (as n	net in thin
films)	90
4.2.2. Diffraction stress analysis of elastic grain interaction	91
4.2.3. Diffraction measurements at constant penetration depths	
4.3. Experimental	94
4.3.1. Nickel-layer preparation	94
4.3.2. Focused ion beam microscopy	95
4.3.3. X-ray diffraction measurements	95
4.3.3.1. Laboratory four-circle diffractometer	95
4.3.3.2. Synchrotron X-ray diffraction	96
4.3.3.3. Diffraction line fitting and stress analysis	97
4.3.3.4. Determination of the crystallographic orientation distribution fur	ction98
4.4. Results	

4.4.1. Focused ion beam microscopy99
4.4.2. Crystallographic texture
4.4.3. Stress analysis
4.4.3.1. Laboratory four circle diffractometer105
4.4.3.2. Synchrotron X-ray diffraction107
4.5. Discussion
4.5.1. Detection of stress gradients112
4.5.2. Depth-dependence of the grain-interaction parameters
4.6. Summary
5. Kurzfassung der Dissertation in deutscher Sprache
5.1. Einleitung und Überblick
5.2. Untersuchung der richtungsabhängigen Kornwechselwirkung in Nickel- und
Kupferschichten unter Verwendung von Röntgenbeugungsmessungen – Kapitel 2 126
5.2.1. Theoretische Grundlagen – Die Modellierung von richtungsabhängiger
elastischer Kornwechselwirkung126
5.2.2. Experimentelle Ergebnisse und Diskussion
5.2.3. Zusammenfassung134
5.3. Untersuchung von Spannungsgradienten mittels Röntgenbeugungsmessungen bei
konstanter Eindringtiefe – Kapitel 3
5.3.1. Theoretische Grundlage – Messungen bei konstanter Eindringtiefe
5.3.2. Experimentelle Ergebnisse und Diskussion
5.3.3. Zusammenfassung141
5.4. Untersuchung von Gradienten der elastischen Kornwechselwirkung mittels
Röntgenbeugungsmessungen bei konstanter Eindringtiefe – Kapitel 4142
5.4.1. Theoretische Grundlagen
5.4.2. Experimentelle Ergebnisse und Diskussion
5.4.3. Zusammenfassung146
References149
Curriculum Vitae153
Acknowledgements155

1. Introduction

Thin films have emerged as important constituents of many technological devices. They are used in electronic and optical components, as protective and/or functional coatings etc. Thin films can exhibit large residual stresses resulting from their deposition, mechanical loading or subsequent thermal treatment accompanied by diffusion and/or phase transformations. The analysis of the residual stress state is of great technological importance because stresses can be beneficial or detrimental for the performance of layered structures. As an example, the stress state can result in mechanical failure: cracking of a film in the case of tensile stress, or buckling in the case of compressive stress. If, on the other hand, a film or surface layer can be pre-stressed during its production, a pre-stress may prevent cracking or buckling when stresses resulting from external forces occur during service life. Moreover, the control of the stress state also can be harnessed to affect and thereby tailor film properties. As an example, epitaxy strains can tune the band gap of semiconductors.

For investigations of the origins of residual stresses and their correlation to the microstructure on the one hand and the properties on the other hand, methods for accurate measurements of residual stresses are a prerequisite.

The residual stresses are in most cases neither uniformly distributed over the crystallographically differently oriented grains (of a polycrystalline film) nor are they constant with respect to the depth coordinate. Among a number of developed techniques, X-ray diffraction residual stress analysis (XRSA) is unique as (i) it facilitates the non-destructive determination of all components of the mechanical stress tensors of all crystalline phase, (ii) it permits the investigation of stress-depth gradients and (iii) it is capable of providing additional information, e.g. on the crystallographic texture of the specimen investigated.

For diffraction stress analysis, diffraction lines of one or more *hkl* reflections are recorded at various sample tilt ψ (and possibly, depending on the complexity of the stress state, rotation φ) angles. From the measured peak positions lattice strains can be calculated. The lattice stains (for a particular reflection *hkl* and rotation angle φ) are usually plotted versus $\sin^2 \psi$. The components of the mechanical stress tensor can be

deduced from these $\sin^2 \psi$ -plots employing suitable elastic constants ([1]; see also what follows).

The strain probed by diffraction ('diffraction strain', named 'lattice strain' in the following) can be different from the mechanical strain because a diffraction line contains information on the elastic strain of only a subset of crystallites which have the lattice planes under study oriented perpendicular to the diffraction vector. The elastic properties of subsets of grains can be different from the mechanical elastic properties of the whole specimen (note that individual crystallites are, in general, intrinsically elastically anisotropic). Against this background the so-called diffraction (X-ray) elastic constants for macroscopically elastically isotropic (so-called quasi-isotropic) specimens and the so-called diffraction (X-ray) stress factors for (macroscopically elastically anisotropic) samples were introduced [1,2].

Generally, the diffraction elastic constants/stress factors are calculated employing a so-called grain-interaction model describing the distribution of stresses and strains over the crystallographically differently oriented crystallites in the specimen. Common graininteraction models, in particular the models of Voigt [3], Reuss [4], Neerfeld-Hill [5,6] and Eshelby-Kröner [7.8] (see also [9]), were devised for the calculation of mechanical elastic constants of polycrystals from single-crystal elastic data but the models can also be used for the calculation of diffraction elastic constants. These models, devised for bulk polycrystals with an isotropic microstructure, imply that (in the absence of crystallographic texture) a polycrystal as a whole is macroscopically elastically isotropic, as the same grain-interaction assumptions are adopted with respect to all directions in the specimen. They have therefore been named 'isotropic grain-interaction models' [2]. However, polycrystals cannot generally be considered as being macroscopically elastically isotropic. So-called direction-dependent grain interaction can occur. The notion 'direction-dependent grain interaction' signifies that different grain-interaction assumptions prevail along different directions in the specimen. Two cases of directiondependent (anisotropic) grain interaction have been distinguished: the case of *surface* anisotropy and the case of a grain-shape texture:

Surface anisotropy: In an infinitely large bulk-polycrystal, each grain is surrounded by neighbouring grains in three dimensions. In a (columnar) thin film or the surface layer of a bulk polycrystal, on the contrary, each crystallite is surrounded by neighbouring crystallites in only two dimensions. The grain interaction perpendicular to the surface can thus be different from the grain interaction parallel to the surface: direction-dependent (anisotropic) grain interaction occurs. To deal with the effect of surface anisotropy on the elastic behaviour of polycrystals, the so-called Vook-Witt and inverse Vook-Witt grain-interaction models have been introduced and an effective grain-interaction model has been proposed [10-12].

Grain-shape texture: It may be expected that anisotropic, direction-dependent grain interaction in general can occur in polycrystals with an anisotropic 'microstructure'. It can thus be anticipated that polycrystals composed of non-spherical grains with their principal (shape) axes aligned more or less preferentially along certain directions in the specimens (i.e., a grain-shape or morphological texture occurs) exhibit macroscopically elastically anisotropic behaviour, too, i.e. direction-dependent grain interaction occurs. The effect of a grain-shape texture on the mechanical elastic constants and the diffraction stress factors can be modelled employing an extension of the traditional Eshelby-Kröner model. A detailed outline of the theoretical background and the calculation scheme has been given by Koch *et al.* [13].

Both surface anisotropy and grain-shape texture are frequently encountered in thin films (see also figure 1.1). It is the goal of this work to investigate direction-dependent elastic grain interaction in thin films employing diffraction stress analysis.

In Chapter 2 of this work, for the first time, the residual stresses of sputterdeposited nickel and copper layers have been investigated by X-ray diffraction employing the traditional and the recently developed grain-interaction models (for surface anisotropy and grain-shape texture) for data evaluation. It has been shown that the simultaneous analysis of lattice-strain data obtained from multiple reflections (i.e. the simultaneous use of multiple $\sin^2 \psi$ plots) in diffraction stress analysis allows an identification of the kind of (anisotropic) grain interaction relevant for the specimen under investigation. The results obtained for the grain interaction constraints have been



Figure 1.1. Illustration of sources of direction-dependent (anisotropic) elastic grain interaction: (a) Focused ion beam image of a sputter-deposited (and annealed) copper layer with a thickness of 500 nm; (b) sketch of the microstructure. As each crystallite is in direct contact with the (free, unloaded) surface, the occurrence of surface anisotropy as the dominant source of direction-dependent grain interaction is expected. (c) Transmission electron micrograph of a sputter-deposited copper layer with a thickness of about 1 μ m; (d) sketch of the microstructure. As each crystallite has a needle-shape (i.e. the aspect ratio differs considerably from one), it is expected that the morphological (grain-shape) texture is the dominant source of direction-dependent grain interaction.

discussed in the light of the microstructures of the specimens as observed by focused ion beam microscopy.

It can be anticipated that the grain-interaction in a polycrystalline material may vary with the distance to the surface. This could be investigated by performing diffraction stress analysis of the elastic grain interaction at different depths in a given specimen. Strategies for diffraction measurements at constant penetration depth¹ have been proposed in the literature. However, neither a rigorous measurement strategy nor a detailed description of the theoretical background, including a discussion of the potentials and of the limitations of diffraction stress measurements at constant penetration depth, have been given until now. In Chapter 3, a strategy for measurements at constant penetration depth will be described rigorously, thereby enabling a straightforward application of the method by the reader. The power of the method has been illustrated by the analysis of an even small stress gradient in a sputter-deposited nickel layer of thickness 2 μ m. Using a laboratory diffractometer, conventional stress measurements (i.e. measurements not controlling the penetration depth) have been performed first. Next, employing synchrotron radiation, measurements have also been done for truly constant penetration depths of 500 nm and 200 nm (i.e. one quarter and one tenth of the total film thickness). The results, obtained in the conventional way, with uncontrolled penetration depth, and by the combined χ - and ω -tilting, to keep the penetration depth constant, have been compared and discussed.

The approach for diffraction measurements at constant penetration depth has been utilised in Chapter 4 for investigating anisotropic and inhomogeneous (here: depth-dependent) grain interaction due to surface anisotropy for the first time by X-ray diffraction analysis of stresses in thin nickel films of thickness 2 μ m and 4 μ m. Using a laboratory diffractometer, conventional stress measurements (i.e. measurements not controlling the penetration depth) have been performed first. Next, employing synchrotron radiation, measurements have also been done for truly constant penetration depths of 500 nm and 200 nm. Changes of the grain interaction constraints parallel and perpendicular to the surface for decreasing penetration/information depth have been discussed in the light of the microstructure of the specimens as observed by focused ion beam microscopy. Thereby the first evidence ever for the depth-dependence of the so-called surface anisotropy has been obtained.

¹ The penetration depth τ is the centre of gravity of the distribution of measured diffracted intensity versus depth for an infinitely thick, homogeneous specimen. About 63% of the diffracted intensity originates from a volume confined by depth τ below the sample surface.

5. Kurzfassung der Dissertation in deutscher Sprache

5.1. Einleitung und Überblick

Dünne Schichten, die durch Abscheidung auf einer Oberfläche oder durch einen Oberflächenprozess (wie z.B. Gasphasennitrieren) hergestellt werden, sind von großer technologischer Bedeutung. Wichtige Anwendungsbeispiele finden sich im Verschleißschutz, in der Optik oder der Mikroelektronik.

Eine wichtige Eigenschaft einer dünnen Schicht ist der Eigenspannungszustand, welcher von sehr großer Bedeutung für die mechanischen Eigenschaften ist, aber auch andere Eigenschaften beeinflussen kann. So kann sich z.B. ein Spannungszustand auf die Bandlücke eines Halbleiters auswirken.

Zur Erlangung eines grundlegenden Verständnisses für die Korrelation von Eigenspannungen, Mikrostruktur und Eigenschaften eines Schichtsystems werden Messverfahren zur quantitativen Analyse von Eigenspannungen benötigt.

Röntgenbeugungsmessungen stellen für kristalline Proben eine vielseitige Methode zur Analyse von Eigen- (und Last-) Spannungszuständen dar (siehe, z.B. [1,15,26]). Neben den Komponenten der Spannungstensoren aller kristallinen Phasen können auch gleichzeitig weitere Informationen über die untersuchte Probe erhalten werden: die (integralen) Intensitäten der Beugungslinien enthalten Information über die kristallografische Textur und die Verbreiterungen der Beugungslinien enthalten Informationen über die Defektstruktur (z.B. Größe von Kristalliten, Versetzungs- und Stapelfehlerdichten).

Die Grundlage jeder röntgenografischen Spannungsanalyse ist die Messung von Gitterdehnungen unter der Verwendung einer oder mehrerer Beugungslinien in Abhängigkeit von zwei Winkeln φ und ψ , wobei φ den Drehwinkel um die Oberflächennormale der Probe und ψ den Verkippungswinkel des Beugungsvektors bezüglich der Oberflächennormalen bezeichnet. Meist werden die gemessenen Gitterdehnungen für eine bestimmte Beugungslinie *hkl* und einen Winkel φ gegen $\sin^2 \psi$ aufgetragen (, $\sin^2 \psi$ -plot'). Aus den gemessenen Gitterdehnungen können die

Komponenten des mechanischen Spannungstensors im Probensystem (bei dem die z-Achse senkrecht zur Probenoberfläche orientiert ist) unter Verwendung geeigneter elastischer Konstanten, der so genannten röntgenografischen elastischen Konstanten bzw. der röntgenografischen Spannungsfaktoren berechnet werden.

Obgleich die röntgenografische Spannungsanalyse bereits zum Lehrbuchwissen gehört weist die Methode noch Schwächen auf: Die Bestimmung geeigneter elastischer Konstanten (siehe oben) ist nicht immer ohne weiteres möglich, da die elastischen Konstanten von der Mikrostruktur der untersuchten Probe abhängen können [1,10,13]. Weiterhin bestehen Probleme bei der Untersuchung von Proben, die mit Gradienten (z.B. der Spannung oder der Zusammensetzung) behaftet sind.

Die vorliegende Arbeit ist der Analyse von Eigenspannungszuständen polykristalliner Proben mit Hilfe von Röntgenbeugungsmessungen gewidmet. Die Schwerpunkte liegen dabei auf der Untersuchung des Einflusses der Mikrostruktur auf das elastische Verhalten (d.h. die elastische Kornwechselwirkung) des Vielkristalls und der Untersuchung von Tiefengradienten.

Dem Einfluss der Mikrostruktur auf das elastische Verhalten eines Vielkristalls wurde in der Vergangenheit nur wenig Beachtung geschenkt. Die Berechnung der elastischen Eigenschaften des Vielkristalls aus den elastischen Daten der Einkristalle ist nicht ohne weiteres möglich. Nur für einen Einkristall (für den die Komponenten des Steifigkeits- oder Nachgiebigkeitstensors bekannt sind) lässt sich der Dehnungszustand (d.h. der Dehnungstensor) für jeden angelegten Spannungszustand leicht aus dem Hookeschen Gesetz berechnen. In einem Vielkristall ist ein Kristallit von kristallografisch unterschiedlich orientierten Kristalliten umgeben und auf Grund der Wechselwirkung der Kristallite untereinander ist eine freie, ungehinderte Deformation nicht möglich. Dies führt zu einer Variation der Spannungs- und Dehnungszustände für die unterschiedlich orientierten Kristallite, die durch so genannte Kornwechselwirkungsmodelle beschrieben werden kann. Die Modelle ermöglichen die Berechnung von mechanischen und röntgenografischen elastischen Konstanten aus den elastischen Daten der Einkristalle. In der Vergangenheit wurden vor allem die Modelle nach Voigt [3], Reuss [4], Neerfeld-Hill [5,6] und Eshelby-Kröner ([7,8]; siehe auch [9]) verwendet. Durch die in diesen Modellen getroffene Annahme isotroper Kornwechselwirkung (d.h. die Kornwechselwirkungsannahmen sind für alle Richtungen im Vielkristall gleich) eignen sich diese Modelle nur für Vielkristalle mit einer isotropen Mikrostruktur. Als Beispiel seien die Modelle nach Reuss und Voigt genannt, bei denen angenommen wird, dass alle Kristallite den gleichen Spannungszustand (Reuss) bzw. den gleichen Dehnungszustand (Voigt) aufweisen. Alle oben genannten Modelle implizieren, dass ein (kristallografisch untexturierter) Vielkristall elastisch isotrope Eigenschaften aufweist.

Aufgrund ihres quasi-zweidimensionalen Aufbaus und ihrer Mikrostruktur kann das elastische Verhalten dünner Schichten nicht ohne weiteres mit dem elastischen Verhalten eines dreidimensionalen (Bulk-)Vielkristalls gleichgesetzt werden. Es ist vielmehr zu erwarten, dass sich die Mikrostruktur und der quasi-zweidimensionale Aufbau einer Schicht in der Symmetrie der elastischen Eigenschaften widerspiegeln, also keine elastische Isotropie, sondern höchstens Rotationssymmetrie der elastischen Eigenschaften bezüglich der Oberflächennormalen vorliegt (siehe [10,13,14,56]).

Erst vor wenigen Jahren wurde das Vorliegen von mechanischer elastischer Anisotropie in einer dünnen, untexturierten Nickelschicht von van Leeuwen *et al.* [14] experimentell mittels einer röntgenografischen Spannungsmessung nachgewiesen: Bei $\sin^2 \psi$ -Auftragungen der gemessenen Gitterdehnungen für verschiedene Beugungslinien ergaben sich jeweils nicht-lineare Verläufe, die für die untersuchten Proben nur durch das Vorliegen mechanischer elastischer Anisotropie erklärt werden konnten. Eine Auswertung der experimentell ermittelten $\sin^2 \psi$ -Auftragungen wurde durch die Entwicklung eine Kornwechselwirkungsmodells ermöglicht, welches für die Richtungen senkrecht und parallel zur Schichtoberfläche verschiedene Kornwechselwirkungsannahmen benutzt, d.h. welches auf so genannten richtungsabhängigen Kornwechselwirkungsannahmen beruht.

In darauf folgenden Arbeiten konnte allgemein gezeigt werden, dass lineare (oder elliptische, beim Vorliegen von Scheerspannungen) $\sin^2 \psi$ -Auftragungen für makroskopisch *isotrope* Proben, nicht-lineare, gekrümmte $\sin^2 \psi$ -Auftragungen hingegen für makroskopisch *anisotrope* Proben zu erwarten sind und makroskopische elastische Anisotropie durch kristallografische Textur *und/oder richtungsabhängige Kornwechselwirkung* verursacht werden kann [2]. Des Weiteren wurde ein verbessertes Kornwechselwirkungsmodell zur Beschreibung der Oberflächenanisotropie (d.h. der Kornwechselwirkung in einer dünnen Schicht oder an der Oberfläche eines Bulk-Vielkristalls) von Welzel *et al.* [10] vorgeschlagen, welches unrealistische Kornwechselwirkungsannahmen im von van Leeuwen *et al.* [14] vorgeschlagenen Modell nicht aufweist und infolge dessen sehr viel besser mit experimentellen Ergebnissen übereinstimmt. Dabei konnte auch gezeigt werden, dass die röntgenografische Spannungsmessung eine sehr empfindliche Methode zur Untersuchung der elastischen Kornwechselwirkung ist.

In einer theoretischen Arbeit von Koch *et al.* [13] konnte gezeigt werden, dass auch das Auftreten einer morphologischen Textur (d.h. einer Kornform-Textur), welche oft in dünnen Schichten anzutreffen ist, zu richtungsabhängiger Kornwechselwirkung führt (siehe auch Abbildung 5.1).

Im *Kapitel 2* dieser Arbeit werden die neuen, richtungsabhängigen Kornwechselwirkungsmodelle für Oberflächenanisotropie und morphologische Textur auf der Basis experimenteller Daten miteinander verglichen. An Hand von Spannungsmessungen an dünnen (500 nm dicken) Kupfer- und Nickelschichten konnte erstmals gezeigt werden, dass mittels röntgenografischer Spannungsanalyse eine Unterscheidung der in der Probe wirksamen Kornwechselwirkungsmechanismen möglich ist.

Man kann sich vorstellen, dass sich die Kornwechselwirkung mit dem Abstand von der Oberfläche einer Schicht oder eines Bulk-Vielkristalls verändern kann, d.h. einen Gradienten bezüglich der Tiefe in der Probe aufweist. Einen weiteren Schwerpunkt der Arbeit stellt deswegen die Untersuchung von mit Gradienten behafteten Proben dar.

Es ist bekannt, dass Spannungszustände, aber auch die Zusammensetzung und die Mikrostruktur von Vielkristallen oft ausgeprägte Gradienten bezüglich der Tiefe in der Probe aufweisen können. Diese Gradienten stören die röntgenografische Spannungsanalyse, da sich während einer herkömmlichen Messung die Eindringtiefe der Röntgenstrahlen bei der Verkippung der Probe ändert (d.h. verschiedene Datenpunkte in den $\sin^2 \psi$ -Auftragungen resultieren aus Messungen bei verschiedenen Eindringtiefen).