

Stabvolumen ohne Störung

$$A_S(l_v + \Delta l) \quad (1)$$

und mit Störung

$$\int_0^{l_v + \Delta l} A(x) dx \quad (2)$$

gleich sein. Löst man diese Volumenkonstanz

$$A_S(l_v + \Delta l) = \int_0^{l_v + \Delta l} A(x) dx \quad (3)$$

nach A_S auf, erhält man die Definition eines mittleren Querschnittes

$$A_S = \frac{1}{l_v + \Delta l} \int_0^{l_v + \Delta l} A(x) dx = \bar{A} \quad (4)$$

Wenn also eine Abweichung in Form einer Einschnürung auftritt ($A(x) < A_S$), muß immer auch eine Abweichung in Form einer Verdickung ($A(x) > A_S$) vorkommen, damit das mittlere $A(x)$ gleich A_S wird.

Diese und andere Abhängigkeiten konnten mit dem numerischen Modell gut beschrieben werden und in die Planung experimenteller Untersuchungen einfließen. Umgekehrt beeinflussten die experimentellen Ergebnisse das Prozeßmodell derart, daß die Versuche den Blick von den zwar prinzipiell vorhandenen, für die Praxis jedoch wenig relevanten, auf die wesentlichen Prozeßgrößen und deren Abhängigkeiten lenkten.

Literatur

- Sekiguchi, H., und K. Kobatake: *Development of Dieless Drawing Process*. Proc. 2nd ICTP, Stuttgart 1987, S. 347-354.
- Dixon, R.F.: *Company works to develop die-less drawing process*. wire journal international (1987), S. 25-28.
- Zhang, W., G. Luan und H. Sekiguchi: *Study on Wire Temperature Field and Structure Properties in Dieless Drawing*. Proc. 3rd ICTP, Kyoto 1990, S. 557-562.
- Zhang, Weigang, Guifu Luan und H. Sekiguchi: *Study on Wire Temperature Field and Structure Properties in Dieless Drawing*. Proc. 3rd ICTP, Kyoto 1990, S. 557-562.
- Kawaguchi, Y., K. Katsube, M. Murahashi und Y. Yamada: *Applications of dieless drawing to Ti-Ni wire drawing and tapered steel wire manufacturing*. Wire Journal International (1991), S. 53-58.
- Kobatake, K., T. Miura, S. Kimura, H. Sekiguchi und G. Luan: *A new forming method of non-circular tapered pipes*. Proc. 4th ICTP, Peking 1993, S. 67-72.

Repräsentatives Volumenelement mit periodischen Randbedingungen auf FE-Basis zur Simulation des Verhaltens von Vielkristallen.

Kraska, M.; Duderstadt, F.; Bertram, A.

15. September 1995

Zusammenfassung

Der Zusammenhang zwischen den mittleren Spannungen und Verschiebungen am Vielkristall wird untersucht an einem aus einkristallinen Körnern zusammengesetzten repräsentativen Volumenelement (RVE), dessen geometrische und dynamische Randbedingungen einer periodischen Fortsetzung entsprechen. Man kann so vorgegebene mittlere Deformationen oder Lasten aufbringen, ohne die Kompatibilität oder das Gleichgewicht zwischen den Körnern zu verletzen. Als Einkristallmodell wird ein finites elasto-viskoplastisches Gesetz im Rahmen der Gleitsystemtheorie verwendet.

Ausgehend vom transversal isotropen Ausgangszustand eines gerichtet erstarrten Polykristalls wird die Induktion elastischer Anisotropie infolge der Texturbildung bei großen inelastischen Deformationen untersucht.

1 Einleitung

Ein Anwendungsgebiet von Homogenisierungsverfahren, die der Ermittlung des globalen (makroskopischen) Materialverhaltens lokal (mikroskopisch) inhomogen zusammengesetzter Stoffe dienen, ist die Untersuchung polykristalliner Metalle. Diese bestehen aus einkristallinen, sowohl elastisch als auch inelastisch anisotropen Körnern. Infolge der unterschiedlichen Orientierung benachbarter Körner entsteht bei Belastung ein lokal inhomogener Zustand. Betrachtet man eine ausreichend große Zahl zufällig orientierter Körner, so kann man isotropes globales Materialverhalten erwarten. Bei großen inelastischen Deformationen, wie sie zum Beispiel beim Massivumformen (Schmieden, Walzen) auftreten, beobachtet man die Ausprägung einer Textur, also von Vorzugsrichtungen in der Orientierungsverteilung und äußeren Gestalt der Körner [8]. Diese führt — neben anderen Mechanismen — zu globaler Anisotropie. Das kann mit verschiedenen Verfahren simuliert werden, einige werden in [9] besprochen. Diese Verfahren beruhen alle auf dem Prinzip, aus einer Anzahl einkristalliner Körner, deren Materialverhalten vorgegeben ist, durch geeignete Mittelung auf das Verhalten des

ganzen Aggregats zu schließen. Es gibt im wesentlichen drei klassische Varianten, ausgehend von unterschiedlichen kinematischen und dynamischen Annahmen:

- Das lokale Verzerrungsfeld ist räumlich konstant und wird der globalen Verzerrung gleichgesetzt. Jedes Korn für sich wird homogen verformt. Die globale Spannung ergibt sich als Mittelwert über alle Körner. Dieses Modell ist als TAYLOR-Theorie bekannt. Die Kompatibilität eines Aggregats ist a priori erfüllt, das Gleichgewicht im allgemeinen jedoch verletzt.
- SACHS-Theorie. Das lokale Spannungsfeld ist räumlich konstant und gleich dem globalen Spannungstensor. Wiederum wird jedes Korn für sich homogen verformt. Hier ergibt sich jedoch der globale Verzerrungstensor als Mittelwert. Das Gleichgewicht zwischen den Körnern ist a priori erfüllt, die Kompatibilität jedoch im allgemeinen verletzt.
- Die Körner werden als eingebettet in ein homogenes globales Ersatzmaterial betrachtet, dessen Eigenschaften sich als Mittel über die eingebetteten Körner ergibt. Die Körner können sich durchaus inhomogen verformen. Kompatibilität und Gleichgewicht sind nur zwischen jedem Korn und dem Ersatzmaterial erfüllt (bei exakter Lösung des entsprechenden Rand- und Anfangswertproblems).

Implizit unterstellen alle diese Homogenisierungsverfahren die uneingeschränkte Gültigkeit des einkristallinen Materialgesetzes auch bei Aggregation zum Polykristall.

Ein Simulationswerkzeug für das globale Materialverhalten kann nun auf prinzipiell verschiedene Weise verwendet werden. Einerseits kann man es als vielseitige numerische Versuchsmaschine benutzen und phänomenologische Stoffgleichungen anpassen, um die Stoffkonstanten eines Ersatzmaterials zu ermitteln. Andererseits ist auch die direkte Verwendung als Materialmodell auf Gausspunkzebene in der Lösung von Anfangs- und Randwertproblemen mit finiten Elementen möglich (siehe z.B. [10]).

2 FE-Modell des repräsentativen Volumenelements

Der Weg, ein FE-Modell eines kleinen, die Kornstruktur polykristallinen Materials wiedergebenden repräsentativen Volumenelements aufzustellen, hat den Vorteil, daß Kompatibilität und Gleichgewicht zwischen benachbarten Körnern (selbstverständlich im Rahmen der Exaktheit der FE-Näherung) erfüllt sind. Dadurch ist es prinzipiell möglich, die räumliche Anordnung und die lokale Wechselwirkung der Körner untereinander zu berücksichtigen.

Das RVE-Modell kann wie ein Stoffgesetz angesprochen werden. Aus einem vorgegebenen globalen Deformationsprozeß wird ein Spannungsprozeß als Antwort erzeugt. Im Rahmen der FE-Behandlung des Rand- und Anfangswertproblems wird die spannungsfreie Anfangsplazierung als Bezugsplazierung verwendet.

Die vorgegebene Deformation muß geeignet in Verschiebungsrandbedingungen für das RVE umgesetzt werden. Dazu zerlegt man gemäß [7] das lokal inhomogene Plazierungsfeld $\chi(\mathbf{X})$ des RVE in einen homogenen Anteil aus der globalen („wirksamen“) Verzerrung $\bar{\mathbf{F}}$ und ein lokal inhomogenes Fluktuationfeld $\mathbf{w}(\mathbf{X})$:

$$\chi(\mathbf{X}) = \bar{\mathbf{F}}\mathbf{X} + \mathbf{w}(\mathbf{X}) \quad (1)$$

Falls $\mathbf{w}(\mathbf{X})$ auf dem Rand des RVE verschwindet oder einer periodischen Fortsetzung entspricht, ist der wirksame Deformationsgradient $\bar{\mathbf{F}}$ mit dem Mittelwert des lokalen Deformationsgradienten $\mathbf{F} = d\chi/d\mathbf{X}$ über das Anfangsvolumen identisch:

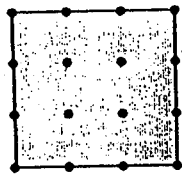
$$\bar{\mathbf{F}} = \frac{1}{V_0} \int_{V_0} \frac{d\chi}{d\mathbf{X}} dV_0 \quad (2)$$

Verschwinden die Randfluktuationen, so bleiben die Ränder des RVE glatt und deformieren sich nur infolge $\bar{\mathbf{F}}$. Mit periodischer Fortsetzung ist gemeint, daß die zugeordneten Randflächen des RVE (vorn und hinten, oben und unten, links und rechts) sich jeweils ausschließlich durch eine Parallelverschiebung unterscheiden. Die Komponenten der Parallelverschiebungen ergeben sich direkt aus $\bar{\mathbf{F}}$ (siehe [6]). Die Ränder müssen ebensowenig wie beliebige im Inneren des RVE gelegene Flächen glatt bleiben. Die dynamischen Randbedingungen garantieren das Gleichgewicht zwischen den zugeordneten Rändern, so daß man mit dem RVE durch Wiederholung seiner selbst ein großes Gebiet ohne Verletzung der Kompatibilität oder des Gleichgewichts ausfüllen kann. Bei periodischen Randbedingungen sind — im Gegensatz zu den homogenen — alle Knoten topologisch völlig gleichberechtigt.

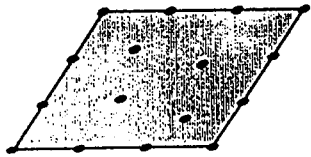
Im Rahmen einer FE-Umsetzung ist es nun vorteilhaft, die Knotenverschiebungen ebenfalls aus einem vorgegebenen globalen Anteil und einem zu berechnenden lokalen Anteil (Knotenfluktuation) zusammensetzen. Dabei wird der Systemunbekanntenvektor aus den Knotenfluktuationen gebildet. Homogene oder periodische Fluktuationrandbedingungen können damit durch Kondensation von Systemmatrix und -vektoren mittels einer Tabelle realisiert werden, die den Systemknoten Fluktuationsfreiheitsgrade zuweist. Darüber hinaus läßt sich durch Unterdrückung der Fluktuationen sämtlicher Knoten eine der TAYLOR-Theorie äquivalente Rechnung realisieren.

Die Ortsdiskretisierung erfolgt durch Tetraeder-Volumenelemente mit konstanter Verzerrung. Dabei wird jedem Element separat eine Orientierung zugeordnet, was einer größtmöglichen Anzahl verschiedener Orientierungen entspricht.

Die Zeitintegration erfolgt explizit mit dem EULER-Vorwärts-Verfahren, welches nur für hinreichend kleine Zeitschritte stabil ist. Der Vorteil besteht darin, daß die sehr aufwendige Berechnung der inelastischen tangentialen Steifigkeit entfallen kann. Die wirksamen (globalen) CAUCHYspannungen $\bar{\mathbf{T}}$ werden (ebenfalls unter Voraussetzung periodischer oder homogener Randfluktuationen)

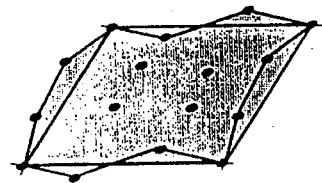


Anfangszustand
(16 Knoten)



Verschwindende Randfluktuationen

$$\frac{F}{K} = \frac{4}{16} = 25\%$$



Periodische Randfluktuationen

$$\frac{F}{K} = \frac{9}{16} = 56\%$$

Abbildung 1: Randbedingungen. F Zahl der freien Knoten, K Gesamtknoten-
zahl.

nen) durch Mittelung über das Momentanvolumen gewonnen [7]:

$$\bar{\mathbf{T}} = \frac{1}{V} \int_V \mathbf{T} dV. \quad (3)$$

Der Formulierung des lokalen Materialmodells der einkristallinen Körner liegt die Annahme zugrunde, daß sich die Gitterelastizität durch inelastische Verformungen nicht ändert. Dadurch ist es möglich, zur Beschreibung der finiten inelastischen Deformationen materielle Isomorphismen zu benutzen (siehe [3] und [1]).

Das lokale Materialgesetz berücksichtigt die kubisch anisotrope Gitterelastizität. Das inelastische Verhalten wird mit Hilfe der Gleitsystemtheorie über ein eindimensionales Fließgesetz auf Gleitsystemebene formuliert. Dieses entspricht einer Parallelschaltung von linear viskosem und Trockenreibungselement. Berücksichtigt werden die 12 oktaedrischen Gleitsysteme, wie sie bei kubisch flächenzentrierten Kristallen dominant sind. Das Einkristallmodell ist vom BINGHAM-Typ. Es existiert ein elastischer Bereich, begrenzt durch die kritische SCHMID-Spannung, oberhalb derer geschwindigkeitsabhängiges Fließen vorliegt. Einige Eigenschaften dieses Modells werden anhand von Einkristallsimulationen in [2], [5] und [4] dargestellt.

Prinzipiell sind kinematische und isotrope Fremd- und Selbstverfestigung der

Gleitsysteme vorgebar, im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht berücksichtigt worden.

Das verwendete FE-Programm ist in der Lage, geometrische und physikalische Nichtlinearitäten zu behandeln, wobei auch die elastischen Verzerrungen nicht klein sein müssen.

3 Transversal-isotroper Anfangszustand

Bei hinreichend großer Zahl von Körnern mit zufällig gewählter Orientierung sollte sich ein global isotropes RVE erzeugen lassen. Bei eingeschränkter Kornanzahl wird dieses Problem jedoch nichttrivial. Die Frage ist, welchen Bedingungen eine Orientierungsverteilung genügen muß, damit das RVE ein bestimmtes Isotropiemaß hinreichend genau erfüllt (siehe [9], S. 54ff).

Allgemein kann die Gitterorientierung eines Einkristalls gegenüber einem Laborsystem durch drei Zahlen (z.B. EULERwinkel) spezifiziert werden, d.h. der Orientierungsraum ist dreidimensional. Unterscheiden sich die Körner eines RVE nur durch eine ebene Drehung φ ihres Kristallgitters um eine gemeinsame Achse, so kann man höchstens Isotropie des Materialverhaltens in einer Ebene senkrecht zur Drehachse der Orientierungen erwarten, also transversale Isotropie (Abb. 2). Derartige Texturen ergeben sich beispielsweise bei gerich-

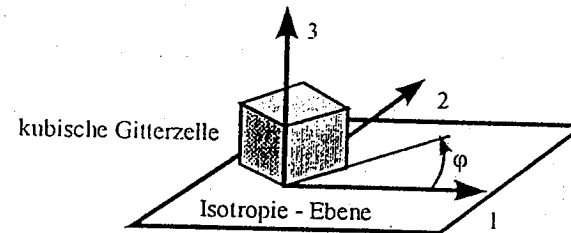


Abbildung 2: Transversal-isotrope Anfangsorientierung. Alle Körner sind mit der [001]-Achse in 3-Richtung orientiert.

teter Erstarrung von Legierungen. Man kommt dann mit einer einparametrischen Orientierungsverteilung aus. Daher sollen innerhalb dieser Arbeit zunächst nur transversal-isotrope Anfangszustände simuliert werden. Die Anfangsorientierung der Körner entspricht dabei einer Gleichverteilung in dem Sinne, daß der Orientierungswinkelbereich $[0, 90^\circ]$ proportional zu den Volumenfraktionen der Körner aufgeteilt wird.

4 Isotropietest

Die Abweichung des Materialverhaltens vom transversal-isotropen Zustand kann als Funktion einer Winkelkoordinate dargestellt werden. Das RVE wird zur Er-

mittlung dieser Abweichung nacheinander mit wirksamen Verzerrungsgeschwindigkeiten der zeitlich konstanten Form

$$\bar{D} = \dot{\epsilon} \begin{bmatrix} \cos 2\varphi & \sin 2\varphi & 0 \\ \sin 2\varphi & -\cos 2\varphi & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (4)$$

beaufschlagt. Dabei sei die 3-Richtung die Isotropieachse. Es resultiert ein ebener, isochorer Verzerrungszustand als Dehnung in φ -Richtung und als Stauchung senkrecht dazu. Liegt Transversal-Isotropie vor, darf das globale Materialverhalten des RVE nicht von φ abhängen.

5 Textur infolge großer inelastischer Vorverformung

Neben dem unverformten RVE sollen auch die Symmetrieeigenschaften von Zuständen nach großer inelastischer Vorverformung betrachtet werden. Dafür wird eine Verzerrungsgeschwindigkeit

$$\bar{D} = \dot{\epsilon} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & x \end{bmatrix} \quad (5)$$

so lange aufgebracht, bis sich in 1-Richtung Dehnungen von 50%, 100%, 200% und 300% eingestellt haben. Der Wert x wird so gewählt, daß ein ebener Spannungszustand in der 1-2-Ebene vorliegt ($\bar{T}_{33} = 0$). Abb. 3 vermittelt einen Ein-

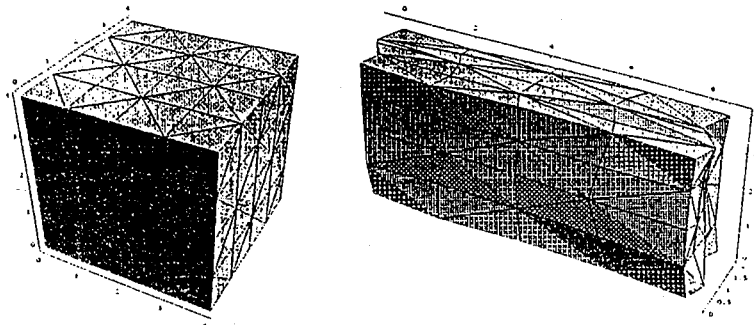


Abbildung 3: Geometrie: 5x5x5 Knoten, 320 Elemente. Links: Anfangszustand, rechts: 110 % Dehnung in 1-Richtung.

druck von der Vorverformung. An der dargestellten Ausgangsgeometrie wurden auch die folgenden Untersuchungen durchgeführt. In der verschobenen Lage erkennt man deutlich die Periodizität der Randfluktuationen. Infolge der Gitterdrehungen, von denen große inelastische Verformungen von Einkristallen in der

Regel begleitet sind, wird die anfängliche Gleichverteilung der Orientierungen im RVE gestört. Es bildet sich eine verformungsspezifische Textur heraus. Abb.

Verteilung der Orientierungswinkel (normiert auf Gleichverteilung)

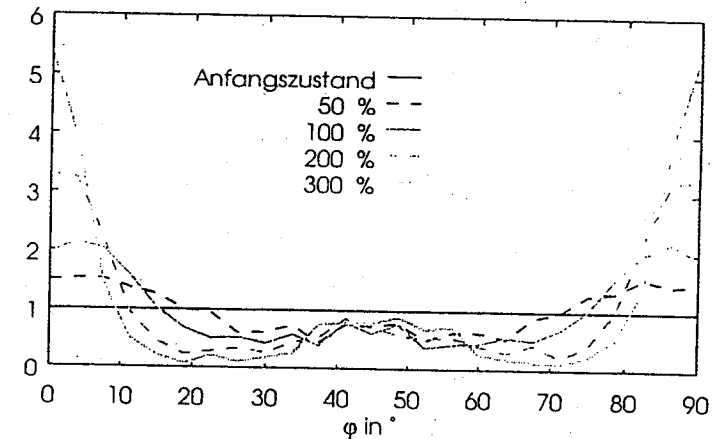


Abbildung 4: Orientierungsverteilung im RVE für verschiedene Verformungszustände

4 zeigt die entsprechenden Orientierungsverteilungen. Sie stellen das Ergebnis einer mit dem Kornvolumen gewichteten Klassierung der Orientierungswinkel dar. Die Verteilungsdichte wurde auf den Wert 1 für Gleichverteilung normiert. Es ist zu beobachten, daß sich die Orientierungen bei 0 und 90° konzentrieren, was einem Einkristall in [100]-Orientierung entspräche. Der Trend geht jedoch nicht vollständig in Richtung Einkristall, denn das lokale Maximum bei 45° baut sich auch bei weiterer Deformation nicht ab.

6 Induzierte elastische Anisotropie

Das globale elastische Verhalten wird anhand des Tangentenmoduls zwischen logarithmischer Verzerrung (Inkrement $\bar{D}\Delta t$) und CAUCHY-Spannung \bar{T} untersucht. Die transversal-isotrope elastische Tetrade des Ersatzmaterials enthält fünf voneinander unabhängige Konstanten. Die Auflösung des elastischen Gesetzes nach dem Schubmodul G in der Isotropieebene ergibt z.B.:

$$G = \frac{1}{2\Delta t} \frac{2\bar{D}_{11}(\Delta\bar{T}_{11} - \Delta\bar{T}_{22}) + \bar{D}_{12}\Delta\bar{T}_{12}}{4\bar{D}_{11}^2 + \bar{D}_{12}^2} \quad (6)$$

Bei transversaler Isotropie ist G unabhängig von φ . Man erzielt dieses Ergebnis bereits mit relativ wenigen Körnern, wenn eine Orientierungs-Gleichverteilung vorliegt. Bei zufälliger Anfangsorientierung wird die Isotropie erst bei sehr viel größeren RVE erreicht.

Homogene und periodische Fluktuationsrandbedingungen vermindern die Anzahl der Systemfreiheitsgrade und versteifen dadurch die zu berechnende Struktur. Man muß daher erwarten, daß die Randbedingungen die elastischen Konstanten (Steifigkeiten) des Ersatzmaterials beeinflussen. Dieser Einfluß ist in Abb. 5 dargestellt. Es ergibt sich, daß die Struktur um so steifer wird, je weniger Freiheitsgrade sie im Vergleich zur Knotenanzahl hat. Die Größenordnung dieses Effekts ist jedoch gering (wenige %). Unter diesem Aspekt sind periodi-

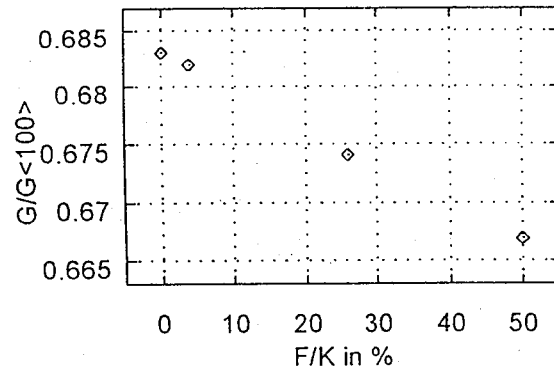


Abbildung 5: Schermodul G bezogen auf $G_{(100)}$ des Einkristalls

sche Randbedingungen prinzipiell vorteilhafter als homogene, da letztere ca. die doppelte Zahl von Restriktionen darstellen. Dieser Effekt fällt jedoch nur bei relativ kleinen RVEs ins Gewicht.

Um den Einfluß der Textur auf die Symmetrieeigenschaften des elastischen Verhaltens zu zeigen, wurde der Schubmodul gemäß (6) in Abhängigkeit von φ nach Vorverformung ermittelt (Abb. 6). Man erkennt am horizontalen Verlauf die Isotropie des Ausgangszustandes. Zum Vergleich ist der entsprechende Verlauf für den Einkristall aufgetragen. Die 90° -Periodizität des Schubmoduls infolge der kubischen Gittersymmetrie ist gut zu erkennen. Mit zunehmender Verformung bildet sich eine elastische Anisotropie heraus, deren Tendenz deutlich in Richtung einkristallinen Verhaltens geht. Das resultierende Verhalten des RVE zeigt eine ähnliche kubische Anisotropie wie der Einkristall. Zwischen 200 und 300% ändert sich der Verlauf des normierten Schubmoduls allerdings kaum noch, so daß nicht anzunehmen ist, daß letztlich die Kurve des Einkristalls erreicht wird. Dagegen spricht ebenfalls die vom Einkristall verschiedene asymptotische Textur.

7 Schlußbemerkungen

Mit einer FE-Implementierung eines repräsentativen Volumenelementes wird die Induktion elastischer Anisotropie infolge großer inelastischer Deformationen aus

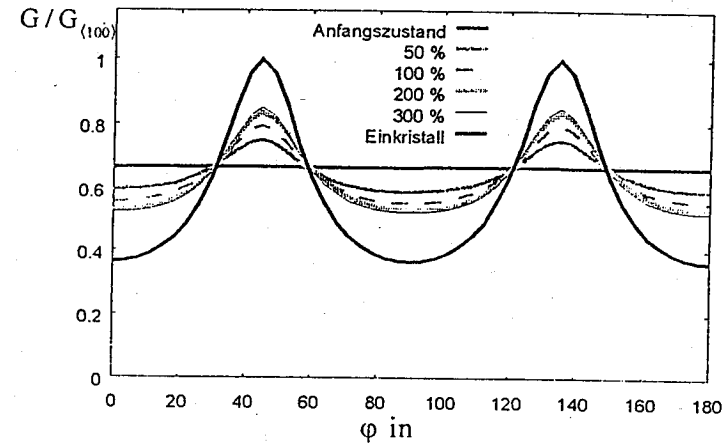


Abbildung 6: Schermodul G bezogen auf $G_{(100)}$ des Einkristalls als Funktion des Hauptachsenwinkels φ der Testverzerrung.

einem transversal isotropen Anfangszustand heraus simuliert. Dabei sind finite elastische und inelastische Deformationen zugelassen.

Die elastische transversale Isotropie des Anfangszustandes kann bereits mit relativ wenigen Körnern erzeugt werden, falls die Orientierungen über das Volumen des RVE einer diskreten Gleichverteilung entsprechen.

Bei gleicher Diskretisierung des RVE ist die elastische Steifigkeit bei periodischen Fluktuationsrandbedingungen am geringsten, gefolgt von homogenen Randbedingungen. Die höchste Steifigkeit tritt bei Unterdrückung aller Fluktuationen auf (TAYLOR-Theorie).

Für die weiteren Arbeiten sind insbesondere die Untersuchung des inelastischen Verhaltens und die Erweiterung auf den voll isotropen Anfangszustand von Interesse.

Literatur

- [1] BERTRAM, A.: Beschreibung finiter inelastischer Deformationen mittels materieller Isomorphismen. ZAMM 74, 4, T314-T316 (1994)
- [2] BERTRAM, A.; KRASKA, M.: Beschreibung finiter plastischer Deformationen von Einkristallen mittels materieller Isomorphismen. ZAMM 75, S179-S180 (1995)
- [3] BERTRAM, A.: Description of Finite Inelastic Deformations. In: Proceedings of MECAMAT '92 "International Seminar on Multiaxial Plasticity",

- 1.-4. Sept. 1992 in Cachan, Frankreich. Hrsg.: A. Benallal, R. Billardon, D. Marquis, 821-835 (1992)
- [4] BERTRAM, A.; KRASKA, M.: Description of Finite Plastic Deformations in Single Crystals by Material Isomorphisms. In: Proceedings of IUTAM & ISIMM Symposium on "Anisotropy, Inhomogeneity and Nonlinearity in Solid Mechanics", 30.8.-3.9.1994 Nottingham, Kluwer Academic Publ. (im Druck)
- [5] BERTRAM, A.; KRASKA, M.: Determination of finite plastic deformations in single crystals. Arch. Mech. 47, 2, (1995)
- [6] HAVNER, K. S.: Finite Plastic Deformation of Crystalline Solids. Cambridge University Press (1992)
- [7] KRAWIETZ, A.: Materialtheorie. Springer (1986)
- [8] LACHNER, D.: Plastische Korndrehungen in Metallen – Modelle und Experimente. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 403. Düsseldorf: VDI-Verlag (1995)
- [9] MÜLLER, M.: Plastische Anisotropie polykristalliner Materialien als Folge der Texturentwicklung. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 18 Nr 137. Düsseldorf: VDI-Verlag (1993)
- [10] SCHRÖDER, J.; MIEHE, C.: Numerische Behandlung von Homogenisierungsprozessen zur Beschreibung von Mikro-Makro-Übergängen. In: "Große plastische Formänderungen", Bad Honnef 1994 (Hrsg. O. T. Bruhns). Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik 93, Ruhr-Universität Bochum. (1994)

Einsatz massiv paralleler FEM-Software bei der Parameteridentifikation inelastischer Deformationsgesetze

R. Kreißig, D. Michael, S. Kretzschmar

1. Einleitung

Der Bedarf an der Lösung nichtlinearer Aufgaben der Festkörpermechanik ist in den letzten Jahren kontinuierlich gewachsen. Mit der Verfügbarkeit einer modernen Hard- und Berechnungssoftware (z.B. kommerzielle FEM-Programme wie ANSYS, MARC, ABAQUS oder PSU) sind die notwendigen Voraussetzungen dazu in der Regel gegeben. Die trotzdem in Abhängigkeit des konkreten Beispiels mehr oder weniger großen Unterschiede zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen haben ihre hauptsächliche Ursache im stoffabhängigen Teil der eingesetzten Programme. So stehen entweder keine geeigneten Deformationsgesetze zur Verfügung, oder es fehlen die darin enthaltenen Materialparameter. Deshalb werden am Institut für Mechanik der TU Chemnitz-Zwickau Untersuchungen mit dem Ziel durchgeführt,

- Deformationsgesetze inelastischer Werkstoffe weiterzuentwickeln und
- ihre Materialparameter an Experimente anzupassen.

Zu einem Teilproblem der zweiten Aufgabenstellung, dem Test der Eignung eines im Rahmen der Parameteridentifikation künftig eingesetzten FEM-Programms, wird im weiteren berichtet.

2. Parameteridentifikation, Fehleranalyse

Im Bild 1 ist die Vorgehensweise bei der Identifikation von Parametern inelastischer Deformationsgesetze dargestellt.