

Festkörperphysik

Defekte – Zentren

Mesure de frottement intérieur par analyse du signal

J. BAUR et A. KULIK, EPFL, DP-Institut de Génie Atomique, PHB-Ecublens, CH-1015 Lausanne

De nombreuses propriétés mécaniques des solides sont contrôlées par la mobilité des dislocations. Cette mobilité est influencée par la présence d'autres défauts dans le cristal, comme les défauts ponctuels.

Dans le but d'étudier les interactions entre dislocations et défauts ponctuels, une nouvelle installation de mesure de frottement intérieur a été mise au point. Le frottement intérieur est mesuré sur des lames encastrées vibrant à la résonance à l'aide d'une nouvelle méthode utilisant la transformée de Fourier de la décroissance libre. Cette technique permet de filtrer les mouvements parasites et augmente grandement la précision de mesure. Une forme d'échantillon a été étudiée afin de limiter les effets perturbateurs dus à l'encastrement. La méthode de mesure ainsi que des résultats expérimentaux seront présentés.

Mécanismes d'interaction entre dislocations et défauts ponctuels dans l'aluminium au voisinage de la température ambiante

G. GREMAUD, LI PING HO et W. BENOIT, DP-Institut de Génie Atomique, EPFL, PHB Ecublens, CH-1015 Lausanne

Par une étude détaillée du comportement anélastique (pic P_c et fond de frottement intérieur), ainsi que par des mesures ultrasonores sous déformation cyclique, des mécanismes d'interaction complexes entre dislocations et défauts ponctuels ont été mis en évidence dans l'aluminium pur au voisinage de la température ambiante. Ces mécanismes, liés à la présence d'une interaction élastique entre dislocations et défauts ponctuels plus ou moins mobiles, font appel à la fois à des processus élémentaires d'ancrage-désancrage des dislocations et de traînage des défauts ponctuels.

Nature des dislocations dans KTN

J.-J. AMMANN, P. BUFFAT, D. RYTZ* et P. STADELMANN, Institut Interdépartemental de Microscopie Electronique, EPFL, CH-1015 Lausanne,

* Hughes Research Laboratory, Malibu, Ca 90265, USA

Abstract. Dislocations in KTN perovskites have been investigated by transmission electron microscopy and contrast simulation using ONEDIS Program. Edge dislocations with a Burgers vector $\mathbf{b} = [1, 0, 0]$ and screw dislocations with $\mathbf{b} = [1, 1, 0]$ have been identified.

A ce jour, de nombreux travaux ont été entrepris sur les propriétés ferroélectriques et électrooptiques des perovskites [1]. Bien que les dislocations

présentes dans ce type de matériaux soient très peu connues, un rôle leur a été attribué dans certains comportements comme le durcissement de la surface ou l'ancrage des domaines ferroélectriques [2, 3]. Nous avons déterminé par microscopie électronique la nature des dislocations les plus fréquemment observées (direction \mathbf{u} , vecteur de Burgers \mathbf{b}) dans un KTN ($\text{K Ta}_{1-x}\text{Nb}_x\text{O}_3$) de concentration $x = 0.009$.

L'étude des dislocations purement vis ou purement coin dans les cristaux isotropes est effectuée par la méthode à deux ondes [4]. En s'aidant de l'image formée par l'onde transmise il est possible de déterminer le vecteur de Burgers \mathbf{b} en utilisant le critère d'invisibilité de la dislocation $\mathbf{g} \cdot \mathbf{b} = 0$ (lorsque le vecteur de diffraction \mathbf{g} est perpendiculaire à \mathbf{b} , le contraste de l'image de la dislocation est nul). Dans les cristaux anisotropes comme le KTN, le critère d'invisibilité ne peut plus être appliqué systématiquement. Il permet cependant de proposer une classe de vecteurs de Burgers potentiels. Le choix final de celui-ci est effectué en comparant les images expérimentales de la dislocation obtenues avec différents vecteurs de diffraction \mathbf{g} aux images simulées sous les mêmes conditions pour chacun des vecteurs de Burgers considérés. Il est déterminé sans ambiguïté lorsque la série d'images simulées avec un des vecteurs \mathbf{b} correspond entièrement à la série expérimentale.

La simulation utilise le programme ONEDIS [5] adapté pour un ordinateur PDP 11/34 sous RSX-11/M. La figure 1 permet de comparer cinq images expérimentales d'une même dislocation aux simulations obtenues dans les mêmes conditions pour cinq vecteurs de Burgers différents. On y constate que les simulations calculées à partir du vecteur $\mathbf{b} = [0, 1, 0]$ correspondent bien aux images expérimentales. Des dislocations de vecteur de Burgers $\mathbf{b} = [1, 1, 0]$ ont été identifiées de la même façon. Dans ce cas, cependant, la correspondance entre images expérimentales et simulées s'avère plus délicate si la longueur d'extinction n'a pas été déterminée soigneusement.

Les dislocations de caractère coin et de vecteur de Burgers $\mathbf{b} = [1, 0, 0]$ sont rares et sont généralement isolées les unes des autres. Celles de vecteur de Burgers $\mathbf{b} = [1, 1, 0]$ sont de caractère vis et elles apparaissent sous forme de bandes rectilignes dans les échantillons préamincis par polissage mécanique jusqu'à une épaisseur de 40 microns environ. Par contre, elles n'ont pas été observées dans les lames amincies uniquement par attaque chimique (acide fluorhydrique) et par bombardement ionique.

Le vecteur de Burgers $\mathbf{b} = [1, 1, 0]$ n'est pas le plus petit vecteur de translation du réseau et de ce fait l'énergie élastique de la dislocation n'est pas minimale. On peut montrer cependant [6] que l'énergie totale de deux dislocations de vecteur $\mathbf{b}_1 = [1, 0, 0]$, $\mathbf{u}_1 = [1, 1, 0]$ et $\mathbf{b}_2 = [0, 1, 0]$, $\mathbf{u}_2 = [1, 1, 0]$ est supérieure à l'énergie de la dislocation $\mathbf{b} = [1, 1, 0]$, $\mathbf{u} = [1, 1, 0]$. L'énergie w par unité de longueur d'une dislocation vis est donnée dans le cadre de l'élasticité isotrope linéaire [7] par

$$w = \frac{\mu b^2}{4\pi} \ln \frac{\alpha R}{b}$$

et pour une dislocation coin par

$$w = \frac{\mu b^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{\alpha R}{b}$$

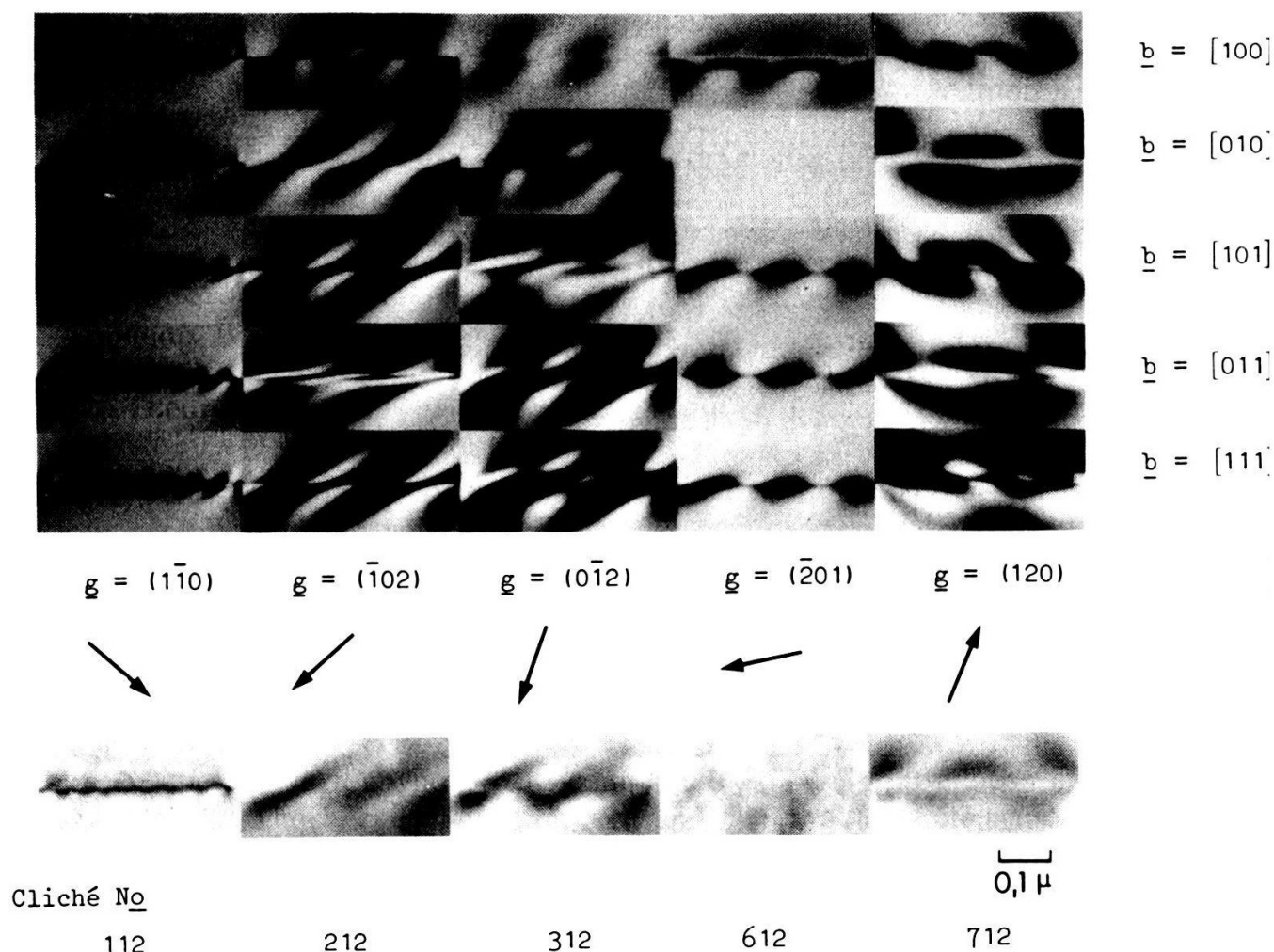


Figure 1

Comparaison de cinq images expérimentales obtenues pour les vecteurs de diffraction $\underline{g} = (1, -1, 0)$, $(-1, 0, 2)$, $(0, -1, 2)$, $(-2, 0, 1)$, $(1, 2, 0)$ avec les simulations produites pour les mêmes conditions d'observation avec les vecteurs de Burgers $\underline{b} = [1, 0, 0]$, $[0, 1, 0]$, $[1, 0, 1]$, $[0, 1, 1]$, $[1, 1, 1]$. Les clichés No 212 et 612 correspondent à des extinctions parfaites prévues par le critère d'invisibilité $\underline{g} \cdot \underline{b} = 0$.

Direction de la dislocation: $\underline{u} = [2, 0, -1]$.

avec μ le module de cisaillement, $b/\alpha = r_0$ le rayon du coeur de la dislocation, R le rayon extérieur de la dislocation, ν le module de Poisson. Ainsi, les dislocations observées de vecteur de Burgers $\underline{b} = [1, 1, 0]$ pourraient être le résultat de la combinaison de deux dislocations: $\underline{b}_1 = [1, 0, 0]$ et $\underline{b}_2 = [0, 1, 0]$.

En conclusion, le KTN de concentration $x = 0.009$ contient des dislocations coin de vecteur de Burgers $\underline{b} = [1, 0, 0]$ et des dislocations vis de vecteur de Burgers $\underline{b} = [1, 1, 0]$. Ces dernières, semblables à celles observées par Tanaka [8] dans KNbO_3 , ont pu être créées lors du préamincissement mécanique. Les dislocations de vecteur de Burgers $\underline{b} = [0, 2, 1]$ relevées par Dobrikov [9] dans la perovskite PbTiO_3 n'ont pas été observées ici.

RÉFÉRENCES

- [1] D. RYTZ, thèse No 475, EPFL, Lausanne (1983).
- [2] J. P. ANSERMET et al., J. Phys. C 14 (1981) 4541.

- [3] R. C. BRADT et G. S. ANSELL, *J. Appl. Phys.* 38 (1967) 5407.
- [4] P. B. HIRSCH, et al., *Electron Microscopy of Thin Crystals*, Butterworths, London, 1966.
- [5] A. K. HEAD et al., *Computed Electron Micrographs and Defects identification*, North Holland, New York, (1973).
- [6] W. BOLLMANN, communication privée.
- [7] J. P. HIRTH et J. LOTHE, *Theory of Dislocations*, McGraw Hill, New York, (1978).
- [8] M. TANAKA et Y. HIMIYAMA, *Acta cryst.* A31 (1975) 264.
- [9] A. A. DOBRIKOV et al., *kristal und Technik*, 15 (1980) 207.

The susceptibility of an impurity: change in interatomic forces around implanted H-atoms in metals

G. SOLT and H. BECK, Institut de Physique, Université de Neuchâtel, Rue Breguet 1, CH-2000 Neuchâtel

The interaction between two atoms of a host metal, mediated by the sea of conduction electrons, is strongly modified around a dissolved H^+ ion or μ^+ meson with a doubly occupied bound electronic state. This effect may be essential to explain puzzling experimental results on lattice deformation around H-like impurities. The method of calculating the additional susceptibility due to the presence of the impurity has been developed and applied to a simplified model system, where the main features of the modification in the interatomic forces are expected, however, to be realistic.

Quantum-Beats im Fluoreszenzzerfall von Tetracen-Kristallen

J. FÜNFSCHILLING und I. ZSCHOKKE-GRÄNACHER, Institut für Physik, Klingelbergstr. 82, CH-4056 Basel

S. A. CANONICA und U. P. WILD, Laboratorium für Physikalische Chemie ETHZ, CH-8092 Zürich

Wir haben einen Tetracen-Kristall mit ps-Pulsen eines synchron-gepumpten Farbstofflasers angeregt und den Abfall der Fluoreszenz über einen grossen dynamischen Bereich (5 Dekaden) beobachtet. In Tetracen ist die Fluoreszenz-(Singulett-)Lebensdauer speziell kurz (<0.5 ns), weil die Singulettts in zwei Triplett-Exzitonen aufspalten. Der Fluoreszenzabfall ist deshalb nach kurzer Zeit durch die Re-Annihilation dieser Triplettts bestimmt. Diese Annihilation, deren Reaktionsprodukt wieder Singulettts sind, hängt sowohl von der Spin-Entwicklung wie auch von der Art der Bewegung (Diffusion) der Triplettts ab. Der erste Effekt führt auf Quantum-Beats (z.B. 3 Schwebungsfrequenzen ohne äusseres Magnetfeld), der zweite kann durch ein 2-dimensionales random-walk Modell beschrieben werden. Die Auswertung der Modell parameter liefert Auskunft über die Hüpfzeit, die Annihilationsrate, die Feinstruktur und die Spin-Relaxation der Triplett-Exzitonen in Tetracen.