Déformation sous contrainte de LiF irradié à 20 K

J. Dural, Y. Quéré

► To cite this version:

J. Dural, Y. Quéré. Déformation sous contrainte de LiF irradié à 20 K. Journal de Physique Lettres, 1979, 40 (15), pp.369-371. 10.1051/jphyslet:019790040015036900 . jpa-00231646

HAL Id: jpa-00231646

<https://hal.science/jpa-00231646>

Submitted on 1 Jan 1979

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Classification
Physics Abstracts
61.70 — 61.80

Déformation sous contrainte de LiF irradié à 20 K

J. Dural et Y. Quéré

Section d'Etude des Solides Irradiés, Centre d'études nucléaires de Fontenay-aux-Roses, 92260 Fontenay-aux-Roses, France

(Reçu le 19 avril 1979, accepté le 15 juin 1979)

Résumé. — Des monocristaux de LiF irradiés à 20 K, sous contrainte élastique de flexion subissent une déformation permanente qui croît linéairement avec la fluence. Cette déformation continue à augmenter — avec une vitesse moindre — si l'irradiation se poursuit sans contrainte. Ce résultat est interprété par le modèle de la *croissance induite* [1] pour lequel une contrainte non hydrostatique polarise les vecteurs de Burgers des boucles de dislocations au moment de leur germination.

Abstract. — Single crystals of LiF irradiated at 20 K under an elastic flexion stress undergo a permanent deformation which increases linearly with the dose. This deformation still increases — although at a lower rate — if the irradiation goes on without the applied stress. This result is interpreted in terms of the *induced growth* mechanism in which a non-hydrostatic stress tends to polarize the Burgers vectors of loops at their nucleation [1].

Les boucles de dislocation parfaites, par exemple interstitielles, créées au hasard dans un cristal cubique sont $Z/2$ fois dégénérées (Z = coordinence), les vecteurs de Burgers (V.B.) pouvant prendre l'une quelconque des $Z/2$ directions possibles : par exemple l'une des 6 directions $\langle 110 \rangle$ pour un cristal C.F.C. Dans ce cas, la création de ces boucles peut provoquer un léger changement de volume mais assurément pas un changement de forme du cristal.

Il n'en va pas de même si la germination de ces boucles a lieu en présence d'une contrainte élastique non hydrostatique. En ce cas, la dégénérescence est généralement levée. Il y a polarisation, du moins partielle, des V.B. Il en résulte un changement de forme. Ce changement de forme sous contrainte s'apparente à un fluage. Nous l'avons appelé *croissance induite* [1-6] par analogie au phénomène de croissance sous irradiation des cristaux anisotropes, l'anisotropie étant ici créée artificiellement par la contrainte.

La croissance induite, observée initialement par J. Ponsoy [7] a été largement décrite par J. Letteurtre et ses collaborateurs [1-2] et étudiée dans le cas des métaux cubiques centrés [3-5] et de trichites de NaCl [8], de cuivre [6] ou de fer [9].

L'analyse des résultats expérimentaux a permis de donner une première évaluation du nombre de défauts ponctuels d'un amas au moment où il choisit son V.B. [4-6]. Dans le cas de NaCl, le rôle prépondérant de la germination des boucles — par rapport

à leur croissance — a été clairement mis en évidence [8]. La présente lettre donne un exemple de croissance induite dans le cas du fluorure de lithium LiF.

Des lames monocristallines de LiF (longueur 50 mm ; largeur 4 mm ; épaisseur 0,2 mm) ont été irradiées en flexion dans le dispositif VINKA [10] du réacteur TRITON de Fontenay-aux-Roses. La température d'irradiation est 20 K. La flexion de la lame est obtenue à l'aide d'un sabot mobile comme l'indique la figure 1. Le déplacement du sabot est obtenu en jouant sur la pression P en hélium d'un soufflet qui agit sur lui. Un étalonnage préalable permet de déduire, de la valeur de P , la position Z du sabot. Par ailleurs l'établissement du contact entre lame et sabot ferme un circuit électrique. On connaît donc ainsi la position Z_0 du sabot au moment du contact.

L'expérience est alors conduite de la manière suivante. Le contact sabot/lame étant effectué en Z_0 (pression P_0), on pousse le sabot en Z (pression P) : la lame est alors fléchie élastiquement et la contrainte maximale σ est une fonction simple (et connue) du déplacement $\Delta Z = Z - Z_0$ lui-même connu par la mesure de $\Delta P = P - P_0$. Après un certain temps d'irradiation sous contrainte ⁽¹⁾, on relâche celle-ci (en tirant le sabot vers le haut) et on mesure la nou-

⁽¹⁾ Cette contrainte maximale correspond à une déformation élastique maximale de $1,2 \times 10^{-4}$.

Fig. 1. — Principe de la mesure. Un sabot S est mobile verticalement (position : Z) grâce à un soufflet où règne une pression P variable. Le rôle du soufflet est double : il permet soit de mettre en flexion la lame monocristalline L encastrée en E, soit par mesure de sa position au moment du contact S-L de mesurer la déformation permanente de L. La photographie est une radiographie par neutrons (nous remercions M. Laporte du réacteur TRITON qui a réalisé cette *neutrographie*) de l'appareil utilisé. On y voit la lame L en position initiale, non fléchie et non déformée.

[Principle of the measurement. A mobile wedge S is adjusted vertically along the Z axis using a bellows containing a variable pressure P . The role of the bellows is two-fold : it applies a flexion stress to the single crystal foil L fixed in E and it also makes it possible to measure the permanent deformation of L by determining the position Z corresponding to an electrical contact between S and L. The photograph is a neutron-radiograph (we wish to thank Mr. Laporte who made this *neutrograph*). The crystal L is shown in its initial position, neither stressed nor deformed.]

velle position de contact Z'_0 (en repoussant le sabot vers *le bas*). La déformation de flexion provoquée par l'irradiation précédente est une fonction simple

de $\delta Z = Z'_0 - Z_0$. On peut alors reprendre la procédure et mesurer ainsi, point par point, la déformation en fonction du temps (ou de la fluence) d'irradiation sous contrainte pratiquement constante.

Un résultat typique apparaît sur la figure 2.

i) Dans un premier temps (cercles) on mesure, comme il vient d'être décrit à l'instant, la déformation permanente de flexion en fonction de la fluence, l'irradiation étant faite à contrainte de flexion et à température constantes. Cette déformation croît pratiquement linéairement avec la fluence.

ii) Si alors, à température constante, on supprime la contrainte appliquée et l'irradiation, le cristal reste fléchi sans que sa déformation évolue dans le temps.

iii) Si maintenant — et c'est là le résultat le plus remarquable — la contrainte appliquée demeurant nulle, on reprend l'irradiation toujours à basse température, la déformation permanente se remet à croître (voir triangles). Autrement dit la déformation de flexion produite par l'irradiation sous contrainte s'amplifie si l'irradiation continue sans contrainte.

Fig. 2. — Déformation permanente de flexion ε d'un monocristal de LiF irradié à 20 K, en fonction de la fluence (exprimée en particules α/cm^2). 1. La déformation s'effectue sous contrainte élastique de flexion σ_0 constante (cercles ; phase i) dans le texte). 2. La déformation se continue malgré l'absence d'une contrainte appliquée (triangles ; phase iii) dans le texte).

[Permanent deformation ε of a LiF single crystal irradiated at 20 K, as a function of fluence (expressed in α particles/ cm^2). 1. The deformation occurs under a constant elastic flexion stress σ_0 (circles ; described as phase i) in text). 2. The deformation continues in spite of the removal of an applied stress (triangles ; described as phase iii) in text).]

Ces résultats s'interprètent bien dans le cadre du modèle de croissance induite ; du moins ne contredisent-ils pas ce modèle.

L'irradiation de LiF par des neutrons est principalement, par le biais de la réaction

une irradiation par des particules α (de 1,8 MeV) et par des tritons (de 2,7 MeV). Ces particules sont susceptibles de créer à très basse température des boucles de dislocation interstitielles [11]. Il est plausible — mais nous ne pouvons l'affirmer — que ces boucles soient parfaites [12]. Ce point importe peu pour la suite. A leur germination ces boucles sont — au moins partiellement — polarisées par la contrainte de flexion. Cette polarisation provoque la déformation de flexion (point i)) présentée sur la figure 2, qui croît linéairement avec la fluence. La stabilité de l'échantillon (point ii)), lorsque l'irradiation est arrêtée, montre qu'à la température

d'expérience (20 K) les défauts ne sont pas thermiquement mobiles. Enfin la reprise de la déformation lorsqu'on re-irradie sans contrainte (point iii)) prouve que les défauts sont en revanche mobiles sous irradiation (mobilité induite [13]) ce qui permet aux boucles initialement polarisées de croître en taille et ce qui augmente la déformation. Cette mobilité induite se produit certainement aussi lors de la phase i) (irradiation sous contrainte). On peut donc résumer les mécanismes en jeu de la façon suivante :

— Phase i) : germination polarisée + montée par mobilité induite ;

— Phase iii) : montée par mobilité induite.

Comme la vitesse de déformation est pratiquement double en i) de ce qu'elle est en iii) (voir Fig. 2), on en déduit que, dans nos conditions expérimentales germination et montée jouent, sur la déformation, des rôles du même ordre.

Bibliographie

- [1] LETEURTRE, J., POUCHOU, J. L., ZUPPIROLI, L., FRANÇOIS, A., HOUSSEAU, N. et DURAL, J., *Phys. Lett.* **38A** (1972) 411.
- [2] LETEURTRE, J., POUCHOU, J. L., ZUPPIROLI, L., *Philos. Mag.* **27** (1973) 1323.
- [3] POUCHOU, J. L., Rapport CEA-R-4707 (1975).
- [4] ZUPPIROLI, L., Rapport CEA-R-4873 (1977).
- [5] ZUPPIROLI, L., POUCHOU, J. L., FRANÇOIS, A., LETEURTRE, J. et QUÉRÉ, Y., *Philos. Mag.* **35** (1977) 853.
- [6] BOUNAUD, J. Y., Note CEA-N-1664 (1973).
BOUNAUD, J. Y. et LETEURTRE, J., *Fundamental aspects of radiation damage in metals*, Proc. Inter. Conf. Gatlinburg (1975) 790.
- [7] PONSOYE, J., *Radiat. Eff.* **8** (1971) 13.
- [8] KHAN, J. A. A. et LETEURTRE, J., *Phys. Status Solidi* **50** (1978) K 161.
- [9] EL HOUTE, S., à paraître.
- [10] CONTE, R. R., *Adv. Cryog. Eng.* **12** (1967) 673.
COLLECTIF, Rapport CEA-R-4953 (1979).
- [11] WEINBERG, C., Rapport CEA-R-4315 (1971).
- [12] HOBBS, L. W., HUGHES, A. E. et POOLEY, D., *Proc. R. Soc. London A* **332** (1973) 167.
- [13] URBAN, K. et SEEGER, A., *Philos. Mag.* **30** (1974) 1395.