Plasticité du sesquioxyde d'yttrium (Y_2O_3) par micro-indentation

R.J. Gaboriaud, M. Boisson

► To cite this version:

R.J. Gaboriaud, M. Boisson. Plasticité du sesquioxyde d'yttrium (Y_2O_3) par micro-indentation. *Revue de Physique Appliquée*, 1978, 13 (5), pp.219-221. 10.1051/rphysap:01978001305021900 . jpa-00244443

HAL Id: jpa-00244443

<https://hal.science/jpa-00244443>

Submitted on 1 Jan 1978

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
62.20 F

PLASTICITÉ DU SESQUIOXYDE D'YTTRIUM (Y_2O_3) PAR MICRO-INDENTATION

R. J. GABORIAUD et M. BOISSON

Laboratoire de Métallurgie Physique
40, avenue du Recteur-Pineau, 86022 Poitiers, France

(Reçu le 8 novembre 1977, révisé le 16 janvier 1978, accepté le 18 janvier 1978)

Résumé. — Une étude de la microdureté du sesquioxyde d'yttrium, Y_2O_3 , en fonction de la température est réalisée par indentation Vickers. Une déformation plastique évidente apparaît à partir de 480 °C (0,28 T_f). Des empreintes faites sur une face (111) montrent une possibilité de plasticité dès la température ambiante.

Abstract. — Microhardness investigation of the yttrium sesquioxide (Y_2O_3) against temperature is performed by means of a Vickers indenter. A clear plastic deformation appears at 480 °C (0.28 T_f). Tests carried out on a (111) face show a possible plasticity at room temperature.

1. **Introduction.** — Le sesquioxyde d'yttrium (Y_2O_3) possède un certain nombre de propriétés technologiques intéressantes. Son haut point de fusion, 2 723 K [1] en fait un excellent réfractaire. Sa chaleur de formation, une des plus élevée parmi celles des oxydes [2], lui confère une grande stabilité par rapport à la température. C'est un des oxydes les moins volatils [3].

Y_2O_3 est utilisé comme céramique mélangé à 10 % de thorine (ThO_2) sous le nom d'yttralox [4, 5, 6]. Pressé à chaud, il devient transparent avec une densité très proche de la densité théorique [6, 7]. Une application importante de Y_2O_3 provient du fait qu'il stabilise la zircone (ZrO_2) [8]. Il est ainsi amené à jouer un rôle important dans le domaine des électrolytes solides et des méthodes de production d'hydrogène par électrolyse de l'eau [9].

Malgré ces applications intéressantes, Y_2O_3 est relativement peu étudié. Ses propriétés mécaniques en particulier sont inconnues.

C'est dans le contexte de l'étude des propriétés plastiques de cet oxyde, que ce travail est effectué.

2. **Echantillons d'oxyde d'yttrium.** — La structure de Y_2O_3 peut être obtenue à partir de la structure fluorine (CaF_2) plus connue, dans laquelle on enlève le quart des anions de façon particulière [10]. En raison de ce déficit, la maille fluorine se dilate en se distordant légèrement pour donner la structure dite cubique type C [11, 12]. Un grand nombre d'oxydes de terres rares possèdent cette structure à symétrie cubique centrée.

Le groupe d'espace est $Ia_3(Th_7)$. Il possède 16 molé-

cules d' Y_2O_3 par maille, soit 80 atomes. Le paramètre cristallin est $a_0 = 10,604 \text{ \AA}$ à 27 °C.

Les monocristaux d'oxyde d'yttrium sont difficiles à élaborer et seuls de petits monocristaux parallélépipédiques ($5 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$) ont été jusqu'alors employés pour des essais mécaniques en compression [13]. Ces expériences ont montré que les conditions limites pour lesquelles une déformation plastique évidente apparaissait, étaient atteintes pour une contrainte de 600 MPa à 1 120 °C (0,51 T_f). Pour des contraintes plus fortes ou des températures plus basses, l'oxyde d'yttrium, sollicité en compression, est fragile.

Les essais de microdureté parfois considérés comme des essais sous pression hydrostatique [14], en évitant les fractures multiples créées par des compressions ou des tensions, sont d'un grand intérêt pour l'étude des oxydes [15, 16]. La possibilité d'effectuer ce genre d'essai en fonction de la température doit permettre de mettre en évidence une plasticité de ces matériaux dans une gamme de températures et de contraintes beaucoup plus grande que celle cernée par les essais classiques de compression, de traction ou de flexion.

3. **Résultats expérimentaux.** — Les essais de microdureté sur des monocristaux d' Y_2O_3 ont été réalisés avec un microduromètre Nikon pouvant travailler de la température ambiante à 1 200 °C. Nous présentons quelques résultats préliminaires de microdureté uniquement réalisés avec un indenteur Vickers en saphir.

La plupart des essais ont été effectués sur une face d'orientation proche de (110) entre la température ambiante et 900 °C. Ils sont résumés sur la figure 1 qui représente la dureté en fonction de la température.

FIG. 1. — Microdureté Vickers, pour une charge de 300 g, de Y_2O_3 en fonction de la température.

[Microhardness Vickers, with a load of 300 g, of Y_2O_3 , versus temperature.]

Cette courbe montre une décroissance quasi linéaire de la dureté en fonction de la température. Deux valeurs, obtenues sur de l'yttralox polycristallin à la température ambiante [7] par essais Vickers et Knoop, sont représentées à titre indicatif.

Les empreintes faites entre la température ambiante et 900 °C ont été examinées en contraste interférentiel de Nomarski.

On a remarqué, autour de chaque empreinte, la présence de fractures et des marches de glissement visibles dès 480 °C (Fig. 2). Elles deviennent très importantes pour 900 °C (Fig. 3). Pour des températures

FIG. 2. — Indentation Vickers à 480 °C sur une face (110) la flèche indique des marches de glissement.

[Vickers indentation at 480 °C on a (110) face; the arrow indicates glide steps.]

proches de l'ambiante le voisinage immédiat de l'empreinte est très confus du fait de l'importance des fractures et des éclats provoqués par l'indentation.

L'indexation de la face d'indentation et des directions

FIG. 3. — Indentation Vickers à 900 °C sur une face (110).

[Vickers indentation at 900 °C on a (110) face.]

des marches de glissement par Laué est en accord avec les systèmes possibles de glissement suivant les plans (100) et (110) déjà détectés au cours d'essais de compression [13].

Sur la figure 1 est présenté un essai du même type

(a)

(b)

FIG. 4. — a) et b) : Indentation Vickers à la température ambiante sur une face (111). Les flèches indiquent de possibles marches de glissement.

[a) and b) : Vickers indentation at room temperature on a (111) face. The arrows indicate possible glide plane emergence.]

réalisé à température ambiante sur une face de cli-
vage (111). La dureté apparaît plus faible. De nombreux
essais ont été réalisés dans ces conditions. L'examen
attentif des empreintes a parfois montré ce qui peut
être considéré comme des marches de glissement
(figure 4, *a* et *b*). Ces observations sont cependant consi-
dérablement gênées par l'importance des phénomènes
de fracture. Les traces observées sont dans des direc-
tions $\langle 110 \rangle$ et $\langle 112 \rangle$ et peuvent par conséquent,
correspondre à des émergences de plans de glissement
de type (001) ou (110).

Notons que les valeurs de la dureté, qui sont indi-
quées sur la figure 1 en fonction de la température,
doivent être prises avec précaution. En effet, les frac-
tures entourant les empreintes compliquent considéra-
blement la répartition des contraintes et donc la réponse
du matériau à l'indenteur.

Cependant, la plasticité de Y_2O_3 sur les figures 2
et 3, ne fait aucun doute.

4. Discussion. — Des essais antérieurs de déforma-
tion plastique par compression ont montré que les
plans (100) étaient les plans de glissement préférentiel
de l'oxyde d'yttrium [13]. Les plans de type (110) plus
difficilement actifs apparaissent comme les plans de
glissement secondaire. Ces résultats sont surprenants
dans la mesure où les plans de glissement primaire (100)
ne contiennent pas le plus court vecteur de Burgers
de la structure.

L'origine physique de ces plans peut être rattachée

au fait qu'un cisaillement créant une faute d'empile-
ment de très faible énergie γ est possible [17]. Cette
hypothèse est corroborée par une étude récente des
dislocations présentes dans ces plans par microscopie
électronique [18].

Les faces sur lesquelles ont été faites les empreintes
ne permettent pas une détermination sans ambiguïté
du type de plan provoquant les marches d'émergence.
Les traces peuvent provenir de plan (100) ou (110)
ce qui est cohérent avec les résultats obtenus par
d'autres modes de sollicitation.

Dans la mesure où le champ de contrainte provoqué
par l'indenteur Vickers est assez mal connu, il est
difficile de raisonner en terme de contrainte résolue
dans les plans de glissement.

Sur la base de ces résultats, aspect des traces de glisse-
ment, et allure générale de la courbe de dureté, une
déformation plastique faisant appel au même méca-
nisme sur la gamme de températures explorée est
envisageable. Ces expériences et en particulier celles
faites sur les faces (111) montrent que la plasticité
de Y_2O_3 a lieu à des températures bien plus basses que
ne le laissaient prévoir les essais de compression.

5. Conclusion. — Une étude de microdureté de
 Y_2O_3 monocristallin en fonction de la température
est réalisée par indentation Vickers. De 480 °C à 900 °C
la plasticité de cet oxyde se manifeste de façon évidente.
Des empreintes réalisées sur une face (111) laissent
prévoir une plasticité à la température ambiante.

Bibliographie

- [1] JONES, T. P., *J. Aust. Ceram. Soc.* **10** 1 (1974) 21.
- [2] KUBACHEWSKI, O., EVANS, E., *Metal Thermo. Chem*
(Pergamon Press Oxford) 1956.
- [3] AKERMAN, R. J. *J. Chem. Phys.* **40** 3 (1964) 883.
- [4] JORGENSEN, J. P., ANDERSON, R. C., *J. Am. Ceram. Soc.* **50**
11 (1967) 553.
- [5] BORVKOVA, L. A., LUKIN, E. S., POLUBOYARINOV, D. N.,
SAPOZHNIKOVA, E. B., *Ogneupory.* **35** 11 (1970) 39.
- [6] BRISSETTE, L. A., BURNETT, P. L., SPRIGGS, R. M., VASILOS,
T., *J. Am. Ceram. Soc.* **49** (1966) 165.
- [7] ANDERSON, R. C., BARKER, J., *Opt. Spectra* **3** (1969) 57.
- [8] SCOTT, H. G., *J. Mater. Sci.* **10** (1975) 1527.
- [9] HAGENMULLER, P., *La Recherche* **8** (1977) 756.
- [10] ZACHARIASEN, W., *Z. Kristallogr.* **67** (1928) 455.
- [11] PATON, M. G., MASLEN, E. N., *Acta Crystallogr.* **19** 3 (1965)
307.
- [12] O'CONNOR, B. H., VALENTINE, T. M., *Acta Crystallogr. (B)*
25 (1969) 2140.
- [13] GABORIAUD, R. J., VEYSSIÈRE, P., RABIER, J., BOISSON, M.,
J. Mater. Sci. (1977) in press.
- [14] The Science of hardness testing. (Wesbrook J. H. Conrad H.)
Amer. Soc. Met. (1973).
- [15] AUDOUARD, A., PELISSIERS, B., CASTAING, J., *J. Physique*
Lett. **38** (1977) L. 33.
- [16] LEJUS, A. M., *Rev. inst. Htes Temp. et Refract.* **13** (1976) 89.
- [17] BOISSON, M., GABORIAUD, R. J., *J. Physique Lett.* **38** (1977)
L. 177.
- [18] GABORIAUD, R. J., DENANOT, M. F., BOISSON, M., GRILHÉ,
J., *Phys. Status Solidi* 1978 in press.