

L'étude présente avait pour but de déterminer le comportement thermomécaniques en compression d'une céramique à base de nitrure d'aluminium fournie par la société composite et céramique que nous avons noté cc-AlN. Nous avons comparé les résultats obtenus à ceux obtenus par Azzaz *et al* (2000) sur de l'AlN fourni par ESK que nous avons noté S-AlN. Ces deux matériaux sont obtenus par pressage à chaud en présence de  $Y_2O_3$ . la seule différence entre ces matériau est que cc-AlN contient moins d'oxygène que S-AlN ; 0.7% pour cc-AlN et 1,7 % pour S-AlN.

Dans ce contexte, des essais de compression ont été menés en fluage sous contraintes imposées variant de 150 à 250 MPa. Le domaine de températures étudiées est compris entre 1550 1650°C.

Nous avons caractérisé les microstructures avant et après déformation, par microscopies électroniques à balayage et à transmission afin de fournir des paramètres quantitatifs sur l'aptitude des matériaux à répondre aux sollicitations en service.

Les matériaux frittés et pressés à chaud avaient, initialement, des structures semblables, constituées de grains équiaxes de taille 4 à 5  $\mu\text{m}$  environ, contenant une faible densité de dislocations.

Les courbes de déformation montrent un régime transitoire très court suivi d'un régime quasi stationnaire, pouvant atteindre 5% dans le cas de S-AlN et 9% dans le cas de cc-AlN, sans rupture. Dans ce deuxième domaine, nous avons noté une nette différence entre les matériaux, la vitesse  $\dot{\epsilon}$  est dix fois plus faible dans le cas de cc-AlN que S-AlN ;  $9.10^{-8}$  à  $5.10^{-7} \text{ s}^{-1}$  et de  $6 \cdot 10^{-7}$  à  $4 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$  respectivement et selon les conditions d'essai, peut être mise sous la forme :

$$\dot{\varepsilon} = K \sigma^n e^{-\frac{Q}{RT}}$$

avec  $n = 1.5$  et  $Q$  valant  $650 \text{ KJ/mol}$  pour S-AlN

$n = 5.2$  et  $Q$  valant  $125 \text{ KJ/mol}$  pour cc-AlN

A L'échelle microscopique, les effets de la déformation sont visibles aux joints de grains et à l'intérieur des grains dans le cas de S-AlN. On observe des cavités intergranulaires de forme ellipsoïdale en grand nombre. Elles croissent, à densité sensiblement constante, avec  $\varepsilon$  pour atteindre une taille de l'ordre du micron. La fraction volumique occupée par les cavités est sensiblement égale à la déformation finale. Les joints de grains affectés par la cavitation sont orientés de façon isotrope par rapport à l'axe de compression. La densité des dislocations augmente avec la déformation. Il s'agit de défauts de vecteurs de Burgers  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . Dans ce cas les deux mécanismes de déformation, intergranulaire et intragranulaire coexistent.

Dans le cas de cc-AlN la cavitation est inexistante, malgré qu'on a atteint des taux de déformation de l'ordre de 10%. Donc on a affaire à un seul mécanisme de déformation qui est intragranulaire, ce qui explique les faibles vitesses de déformation observées dans le cas de cc-AlN

Les IDB (inversion domain boundary) ont été observé dans les matériaux, avant et après déformation. Aucune corrélation entre leur densité et la déformation n'a pu être mise en évidence. Par contre on note une faible densité d'IDB dans la cas de cc-AlN, qu'on peut l'attribuer à la faible teneur d'oxygène.