

# DUREZA E TENACIDADE À FRATURA DO COMPÓSITO $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-NbC}$

A.H. Rumbao, J.C. Bressiani , A.H.A. Bressiani

IPEN – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares

IPEN - Travessa R, 400 – Cidade Universitária – SP – 05508-900

[arumbao@net.ipen.br](mailto:arumbao@net.ipen.br)

## RESUMO

Foram estudadas as propriedades mecânicas do compósito alumina-carbeto de nióbio variando-se a quantidade de ítria e fixando-se a quantidade de carbeto de nióbio: ( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-x \% Y}_2\text{O}_3$ ): NbC 20 % em peso, onde  $x = 0; 0,5; 1$  e 3 % em peso. Para comparação, também foram preparadas amostras de alumina sem aditivos. Os pós foram moídos em moinho de alta energia por 4 horas, secos em rotoevaporador, compactados uniaxial e isostaticamente e sinterizados sem pressão em forno resistivo de grafite a  $1750^\circ\text{C}/15\text{ min.}$ , em atmosfera dinâmica de argônio. As densidades após a sinterização são superiores a 98 % da densidade teórica. As fases presentes, identificadas por difração de raios X, são  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  (YAG) e NbC. A partir de ensaios por impressão Vickers foram calculadas dureza e tenacidade à fratura das amostras. Os valores encontrados foram superiores ao da alumina sem aditivos e comparáveis aos do compósito alumina-carbeto de titânio; revelando a possibilidade de utilização deste compósito como ferramenta de corte.

Palavras-chaves: Compósito, alumina, carbeto de nióbio, propriedades mecânicas.

## INTRODUÇÃO

A alumina policristalina ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) está entre as cerâmicas técnicas mais estudadas e mais utilizada tecnologicamente<sup>(1)</sup>. O grande interesse na alumina deve-se às suas propriedades, tanto a temperatura ambiente com a altas temperaturas ( $T_m = 2050\text{ °C}$ )<sup>(2)</sup>. A combinação de resistência mecânica; dureza; estabilidades térmica, química e à oxidação; baixas condutividades térmica e elétrica; baixa densidade e grande disponibilidade são quesitos adequados a uma gama de aplicações: eletrônicas, refratárias e de usinagem<sup>(3,4)</sup>. O uso da alumina, todavia, é prejudicado pela fragilidade, inerente aos materiais cerâmicos. A sua tenacidade à fratura pode ser controlada valendo-se de mecanismos tenacificadores. Introduzindo-se materiais cerâmicos específicos à alumina, estes servirão como segunda fase reforçadora não reativa, dando origem a um compósito cerâmico com matriz de alumina<sup>(5)</sup>.

Muitos são os materiais cerâmicos que podem ser incorporados à alumina como uma segunda fase inerte de modo a formar um compósito cerâmico. Alguns deles são: carbetos de silício, carbetos de titânio, diborato de titânio, zircônia, carbetos de boro, entre outros<sup>(6-9)</sup>. Além disso, a alumina também pode ser dopada por vários cátions, para aumentar sua temperatura de utilização e limite de resistência. Dentre esses dopantes isovalentes, o ítrio ( $Y^{3+}$ ;  $R_y=0,89\text{ Å}$ ) e o lantânio ( $La^{3+}$ ;  $R_{La}=1,06\text{ Å}$ ) são muito efetivos na alteração do comportamento de deformação da alumina policristalina<sup>(10-13)</sup>. A fluência em aluminas dopadas com ítrio, na forma de óxido de ítrio (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), é reduzida em duas ordens de grandeza, comparada com a fluência de cerâmicas de alumina não dopadas e de similar tamanho de grãos<sup>(14,15)</sup>.

O efeito da ítria na alumina está fortemente relacionado com o processo de segregação deste dopante. Vários estudos tem revelado que o ítrio segrega na superfícies ou contornos de grão, ou precipitam no contorno de grão como partículas de granada de ítria-alumina (Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>, YAG)<sup>(16-18)</sup>. Se o ítrio é segregado ou segregado/precipitado como uma segunda fase, depende de sua concentração na região próxima ao contorno de grão. Muitos podem ser os mecanismos tenacificadores causadores do aumento da resistência à fluência da  $\alpha$ -alumina dopada com ítrio, dependendo do estado do ítrio na alumina. Dentre estes mecanismos estão (i) redução da difusividade ao longo dos contornos de grão devido a interação do segregante ( $Y^{+3}$ ) com as espécies difundidas (ânions, cátions, ou ambos), (ii) arraste de soluto e/ou precipitado no movimento de grãos adjacentes, (iii) interação do segregante com o movimento de deslocação do contorno de grão, (iv) influência do segregante na geração ou destruição de discordâncias na estrutura cristalina próxima aos contornos de grão, (v) aumento da resistência de escorregamento dos grãos devido a uma monocamada ou submonocamada de uma segunda fase, ou (vi) a combinação destes mecanismos. Muitos estudos<sup>(19,20)</sup> tem sugerido que a redução da difusividade

ao longo dos contornos de grão devido a interação das espécies difundidas com o segregante (mecanismo i) é um dos mecanismos viáveis para o aumento da resistência à fluência da alumina dopada com ítrio.

Um motivo para a introdução de uma segunda fase não reativa em um material cerâmico visando sua utilização como ferramenta de corte é o aumento da condutividade térmica da matriz. Quanto maior a condutividade térmica do compósito, menor será a possibilidade de fratura da ferramenta pelo amolecimento da peça usinada<sup>(8)</sup>.

Bressiani e col.<sup>(21)</sup> desenvolveram o compósito alumina-carbeto de nióbio ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{NbC}$ ) visando sua utilização como ferramenta de corte para ferro fundido e aço duro.

O presente trabalho mostra as vantagens da adição de carbeto de nióbio na alumina policristalina pura ou dopada com ítrio, e o seu efeito na melhoria das propriedades mecânicas de dureza e tenacidade à fratura, calculada à partir das trincas e indentações produzidas por equipamento de dureza Vickers.

## MATERIAIS E MÉTODOS DE ANÁLISE

Para o estudo das propriedades mecânicas do compósito  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$  fixou-se a quantidade de NbC em 20% em massa e variou-se a quantidade de  $\text{Y}_2\text{O}_3$ .

Foram preparadas mistura de pós com as seguintes composições em massa:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$  20%; ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Y}_2\text{O}_3$  0,5%).NbC 20%; ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Y}_2\text{O}_3$  1%).NbC 20% e ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Y}_2\text{O}_3$  3%).NbC 20%, que receberam a respectiva denominação: AA, A, B, C e D (Tabela 1).

As composições de partida foram obtidas das seguintes matérias-primas:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Alcoa A-16), NbC (Herman C. Starck Berlin) e  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (Merck 99,9% pureza). Estas, foram pesadas e moídas por 4 horas em moinho de alta energia (Attritor) com esferas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , jarro de polietileno e álcool isopropílico como meio de moagem. A mistura moída foi: peneirada (# 325 mesh), secada em rotoevaporador, que possibilita a recuperação do álcool utilizado na moagem e minimiza a formação de aglomerados fortes; mantida em estufa a 110 °C por 24 horas, peneirada (# 80 mesh) e homogeneizada em misturador tipo túrbula por 10 min. O pó de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  pura não sofreu qualquer beneficiamento.

Para a análise da distribuição do tamanho médio de aglomerados por espalhamento a laser, os pós obtidos foram dispersos em água e mantido em ultrassom por 3 min..

Os corpos de prova foram obtidos por prensagem uniaxial a 50 MPa, seguida de prensagem isostática a frio a 200 MPa.

Medidas de densidade a verde foram realizados pelo método geométrico de obtenção do volume das amostras.

A sinterização foi realizada em forno resistivo de grafite sob fluxo de argônio, taxa de aquecimento de 20 °C/min. até 1750 °C onde permaneceu por 15 min.. A curva de sinterização do compósito foi escolhida através de estudos de densificação realizados em dilatômetro<sup>(22)</sup>.

Medidas de densidade após a sinterização foram realizadas pelo método geométrico e pelo método hidrostático (Archimedes).

Para comparação das densidades obtidas utilizou-se a densidade teórica calculada pela regra das misturas<sup>(2)</sup> (Equação 1), onde:  $\rho_t$  é a densidade teórica da mistura,  $\rho_i$  é a densidade de cada composto e  $x_i$  é a fração volumétrica de cada composto. Considerou-se que todo o  $Y_2O_3$  reagiu com o  $Al_2O_3$  formando YAG.

$$\rho_t = \sum \rho_i \cdot x_i \quad (1)$$

Os corpos de prova foram cortados utilizando-se disco diamantado em cortadora de alta velocidade (ISOMET 2000). Uma seção foi caracterizada por difração de raios-X, para análise das fases presentes. A outra seção das amostras foi polida em pasta de diamante de forma a produzir uma superfície lisa, plana e isenta de riscos.

A dureza e tenacidade das amostras polidas foram determinadas pelo método de análise das trincas e indentações produzidas utilizando durômetro LECO LV700 AT com indentador tipo Vickers e carga de 50 N. O comprimento das trincas e semi-diagonais das indentações foram obtidas em de microscópio óptico OLIMPUS ATM III acoplado a um analisador de imagens Leica Quantimet 600 HR.

Os valores de dureza Vickers foram calculados em de acordo com a equação 2<sup>(23,24)</sup>:

$$H_v = \frac{1,8544 \cdot P}{d^2} \quad (2)$$

Onde:  $H_v$  = dureza Vickers (GPa);  $P$  = carga aplicada (N);  $d$  = comprimento da diagonal de impressão Vickers (m) .

Os valores de tenacidade a fratura, expressos pelo fator de intensidade de tensão crítica ( $K_{Ic}$ ) foram calculados utilizando-se duas equações distintas. A primeira, proposta por Anstis<sup>(25)</sup>, utilizada para materiais que apresentam trincas do tipo radial mediana, conforme equação 3. As trincas formadas são do tipo radial-mediana<sup>(26)</sup>.

$$K_{Ic} = 0,016 \cdot \left( \frac{E}{Hv} \right)^{1/2} \cdot \frac{P}{c^{3/2}} \quad (3)$$

Onde:  $Hv$  = dureza Vickers (GPa);  $E$  = módulo de elasticidade (GPa);  $P$  = carga aplicada (N);  $c$  = comprimento da semi-diagonal de impressão + trinca (m).

A segunda equação não considera o tipo de trinca produzida na indentação, e é chamada de equação universal(4)<sup>(27)</sup>:

$$\left( \frac{K_{Ic} \cdot \phi}{Hv \cdot \sqrt{a}} \right) \cdot \left( \frac{Hv}{E \cdot \phi} \right)^{0,4} \cdot \alpha = \left( \frac{c}{a} \right)^{\frac{c}{18\alpha} - 1,51}; \alpha = 14 \left[ 1 - 8 \left( \frac{4\nu - 0,5}{1 + \nu} \right)^4 \right] \quad (4)$$

Onde:  $K_{Ic}$  = tenacidade à fratura ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ );  $\phi$  = fator de constrição (3);  $Hv$  = dureza Vickers (GPa);  $a$  = comprimento da diagonal de impressão(m);  $E$  = módulo de elasticidade (GPa);  $P$  = carga aplicada (N);  $c$  = comprimento da trinca + semi-diagonal de impressão (m);  $\nu$  = coeficiente de Poisson.

O módulo de elasticidade ( $E$ ) e o coeficiente de Poisson foram calculados teoricamente pela regra das misturas (equação 1), para todas as composições, considerando-se as fases presentes antes da sinterização. Pois, não foi calculada a quantidade de YAG presente após a sinterização.

O método de determinação de tenacidade por indentação Vickers para materiais frágeis como as cerâmicas e os vidros tornou-se muito difundido por: (i) poder se realizado em amostras pequenas de materiais não sensíveis a outros ensaios de tenacidade à fratura; (ii) a preparação das amostras é relativamente simples exigindo apenas o seu polimento para produzir uma superfície espelhada, plana e isenta de riscos; (iii) o indentador de diamante Vickers usado na produção da indentação é um item padrão usado em testes de dureza ou em máquinas de ensaio

universal; (iv) na maioria dos casos o comprimento das trincas pode ser medido opticamente sem qualquer dificuldade; e (v) por ser um método rápido e de baixo custo<sup>(24,28)</sup>.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

Análises de tamanho médio de aglomerados foram realizadas por difração de laser e apresentaram distribuição bimodal e  $d_{50}$  igual a  $0,70 \mu\text{m}$  para todas as composições. O comportamento bimodal da curva de distribuição deve-se à diferença de tamanhos entre NbC,  $\text{Y}_2\text{O}_3$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$  cujos  $d_{50}$  são respectivamente iguais a  $1,7 \mu\text{m}$ ;  $0,65 \mu\text{m}$  e  $0,60 \mu\text{m}$ .

A densidade dos corpos de prova sinterizados sem pressão em forno resistivo de grafite a  $1750 \text{ }^\circ\text{C}$  / 15 min. com taxa de aquecimento de  $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ . em atmosfera de argônio foram superiores a 97% da densidade teórica. A Tabela 1 apresenta os valores de densidade calculados pelo método de Archimedes.

Tabela 1: valores de densidade a verde e após sinterização.

Amostras	Composições	DT ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	$\rho_v$ ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	% DT	$\rho_s$ ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	% DT
AA	$\text{Al}_2\text{O}_3$	3,98	2,31	57,9	3,93	98,7
A	$\text{Al}_2\text{O}_3$ .NbC 20%	4,4134	2,51	56,9	4,32	97,9
B	( $\text{Al}_2\text{O}_3$ .Y 0,5%).NbC 20%	4,4184	2,52	57,0	4,39	99,3
C	( $\text{Al}_2\text{O}_3$ .Y 1%).NbC 20%	4,4235	2,52	56,9	4,39	99,5
D	( $\text{Al}_2\text{O}_3$ .Y 3%).NbC 20%	4,4434	2,52	56,6	4,42	99,5

onde: DT = densidade teórica;  $\rho_v$  = densidade a verde;  $\rho_s$  = densidade após sinterização.

As fases NbC e  $\text{Y}_2\text{O}_3$  atuam na alumina de modos bem diferenciados. Enquanto o NbC atua de forma mais estrutural, como inclusões de segunda fase, impondo barreiras físicas na redução volumétrica da matriz, o  $\text{Y}_2\text{O}_3$  atua de forma reativa nos fenômenos de superfície das partículas de alumina, modificando os mecanismos de sinterização<sup>(22)</sup>.

Análises de difração de raios-X efetuadas na parte interna dos corpos de prova identificaram a presença das seguintes fases, de acordo com a composição das amostras:  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$  (YAG) e NbC, para as amostras B, C e D;  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  e NbC para as amostras A; e  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  para as amostras AA (Figura 1). Não foram encontrados traços de  $\text{Y}_2\text{O}_3$  residual, o que leva a crer que todo o  $\text{Y}_2\text{O}_3$  reagiu com o  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , originando solução sólida  $\text{Al}_2\text{O}_3$ :  $\text{Y}_2\text{O}_3$  e a fase  $\text{Al}_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$  (YAG).

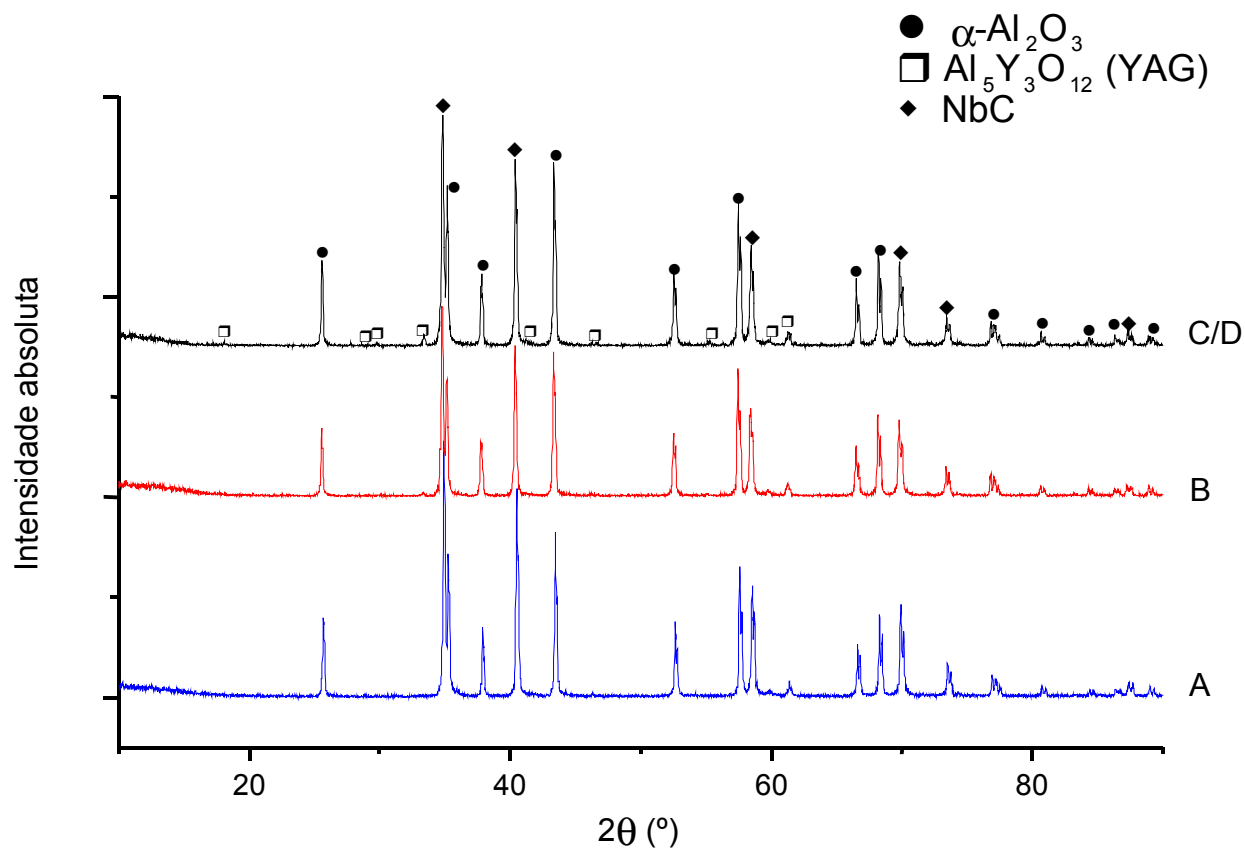


Figura 1: Difratogramas de raios-X de seção transversal das amostra sinterizadas a 1750°C/15min.

A tabela 2 abaixo apresenta os valores de dureza (Hv) e de tenacidade ( $K_{IC}$ ) obtidas à partir das equações (3) e (4).

Tabela 2: Valores de dureza e tenacidade à fratura.

Amostras	Composições	Dureza (GPa)	Tenacidade (MPa.m <sup>1/2</sup> ) Anstis	Tenacidade (MPa.m <sup>1/2</sup> ) Universal
AA	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	15,1 ± 0,5	2,9 ± 0,3	3,3 ± 0,3
A	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .NbC 20%	16,4 ± 0,5	3,1 ± 0,1	3,6 ± 0,1
B	(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .Y 0,5%).NbC 20%	18,3 ± 0,3	3,5 ± 0,3	4,0 ± 0,3
C	(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .Y 1%).NbC 20%	18,1 ± 0,5	3,1 ± 0,1	3,6 ± 0,1
D	(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .Y 3%).NbC 20%	18,9 ± 0,7	2,8 ± 0,2	3,4 ± 0,2

Esses valores de dureza e tenacidade calculados para as amostras de composição B são muito próximos ao do compósito Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.TiC<sup>(26)</sup>, revelando a possibilidade de utilização deste compósito como ferramenta de corte.

Análises por microscopia ótica e eletrônica de varredura nas amostras polidas e atacadas termicamente, mostram distribuição homogênea das fases secundárias YAG e NbC na matriz de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ <sup>(22)</sup>.

## CONCLUSÕES

A partir das análises dos gráficos de difração de raios-X tem-se que a ítria reagiu com a alumina formando solução sólida e YAG, durante a sinterização.

A melhor relação de propriedades mecânicas foi encontrada para as amostras de composição B ( $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Y } 0,5\%) \cdot \text{NbC } 20\%$ ). Análises microestruturais serão realizadas para compreensão deste efeito.

As adições de 0,5% de  $\text{Y}_2\text{O}_3$  e 20% de NbC à alumina aumentaram em aproximadamente 21 % a dureza e a tenacidade das amostras em relação à alumina sem aditivos.

## AGRADECIMENTOS

À FAPESP pela bolsa de mestrado concedida ( projeto nº 00/03079-7); aos financiamentos PRONEX, CNPq e ao Laboratório de Materiais do Centro Tecnológico da Marinha (CTM) pela utilização dos equipamentos de dureza e análise de imagens.

## REFERÊNCIAS

1. Yoursshahyan, Y; Ruberto, C; Halvarsson, M; Bengtsson, L; Langer, V; Lundqvist, B. I. "Theoretical Structure Determination of Complex Material:  $\kappa$  -  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ", J. Am. Ceram. Soc., 82 [6] 1365-80 (1999).
2. Kingery, W.D.; Boven, H.K.; Uhlmann, D.R. "Introduction to Ceramics", Cambridge, Massachusetts, John Wiley & Sons, 2nd edition, 1976.
3. Lin, T.V; Ownby, P.D, "Densification and Fracture Toughness Enhancement of Pressureless Sintered Aluminum Oxide-Titanium Diboride Composites", J. Am. Ceram. Soc., 82 [6] 1365-80 (1999).
4. Jang, B; Enoki, M, Kishi; "The Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Alumina – Based Composites by Particulate – Precipitated Dispersion"; Advances in Ceramic-Matrix Composites II, 343 – 355.

5. Liu, J; Ownby, P.D; “Enhanced Mechanical Properties as Alumina by Dispersed Titanium Diboride Particulate Inclusions”; J. Am. Ceram. Soc., 74 [1] 241-43 (1991).
6. Verma, S.K., Reed,J.S., Walker,W.J.; “Influence of Granule Character on Strength and Weibull Modulus of Sintered Alumina”, J. Am. Ceram. Soc., 82, 50-56, (1999).
7. Ilschner, B., Wahi, R.P., “Fracture behavior of Composite based on Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC”, J. Mat. Scie.,15, 875-885, (1980).
8. G. Brandt, Ceramic Cutting Tools, State of the Art and Development Trends, 14.1 17-24 (1999).
9. A. Krell, P. Blank, L. Berger. V. Richter, “Alumina Tools for Machining Chilled Cast Iron”, Hardned Steel, Am. Ceram. Soc. Bull. 78 [12] 65-73 (1999).
10. Fenk, B., Opielka, H., Kuhnemann, S., Gulgun,M., Bischoff, E.; “A Study of Microstructural Imaging of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> –Doped Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with Bimodal Grain Size Distribution”, Prakt. Metallogr., 36, 433-445, (1999)
11. Fang,J. Thompson, M. Harmer, M. Chan, H., “Sintering Behavior of Ultra-High Purity Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Doped with Y and La”, Sintering Technology, Ed. German, K.M., Messing, G.L., Cornwale, R.G., Dekker, M., USA, (1996).
12. Cho, J., Chan, H.M., Harmer, M.P., Rickman, J.M.; “Influence of Yttrium Doping on Grain Misorientation in Aluminum Oxide”, J. Am. Ceram. Soc., 81, 3001-3004, (1998).
13. Gulgun, M., Putlayev, V., Ruhle, M.; “Effects of Yttrium Doping  $\alpha$ -Alumina: I, Microstructure and Microchemistry”, J. Am. Ceram. Soc., 82, 1849-1856, (1999).
14. Lartigue, S., Priester,L., Dupau, F., Gruffel, P. Carry, C., “Dislocation Activity and Differences Between Tensile and Compressive Creep of Yttrium Doped Alumina”, Mater. Sci. Eng., A164, 211-215, (1993).
15. Gruffel, P., Carry, C., “Effect of Grain Size on Yttrium Grain Boundary Segregation in Fine-Grained Alumina”, J. Eur. Ceram. Soc., 11, 189-199, (1993).
16. Cawley, J. D., Halloran, J.W., “Dopant Distribution in Nominally Yttrium-Doped Alumina”, J. Am. Ceram. Soc., 69, C195-196, (1986).
17. Bouchet,D., Dupau,F., Lartigue-Korinek,S., “Structure and Chemistry of Grain Boundary in Yttria-Doped Aluminas”, Microsc. Microanal, Microstruc., 4, 561-573, (1993).
18. K. W. Chae, D. Y. Kim, B. C. Kim, K. B. Kim, Effect of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Additions on the Densification of an Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC Composites, , J. Am. Ceram. Soc., 76 [7] 1857-60 (1993).
19. McCOLM, I. J., “Ceramic Hardness”, ed Plenum, New York, USA, first edition, (1990).

20. Fang, J., Thompson, A.M., Harmer, M.P., Chan, H.M., "Effect of Yttrium and Lanthanum on Final-Stage Sintering Behavior of Ultrahigh-Purity Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.*, 80, 2005-2012, (1997).
21. Pasotti, R.M.R., Bressiani, A.H.A., Bressiani, J.C., "Sintering of Alumina-Niobium Carbide Composite", *J.Refractory Metals &Hard Materials*, 16, 423-427, (1998).
22. Rumbao, A.H., Rocha, Bressiani, A.H., Bressiani, A.H.A., "Estudos de Densificação do Compósito  $Al_2O_3.Y_2O_3.NbC$ ", *Anais do 44<sup>o</sup> Congresso Brasileiro de Cerâmica*, (2000).
23. IOST, A., BIGOT, R., " Indentation size effect: reality or artefact?", *J. Mat. Sci.*, 31, 3573-3577, (1996).
24. Anstis, G.R., Chantikul, P., Lawn, B.R., Marshall, D.B., "A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements", *J. Am. Ceram. Soc.*, 64, 533-538, (1981).
25. Liang, K.M., Fantozzi, G., "Evaluation by indentation of fracture toughness of ceramic materials", *J. Mat. Sci.*, 25, 207-214, (1990).
26. Pasotti, R.M.R., "Obtenção e Carcterização do Compósito  $Al_2O_3-NbC$  e o efeito da adição de  $Y_2O_3$  na sua Sinterização", *Dissertação de Mestrado*, (1999).
27. Ponton,C.B., Rawlings,R.D., "Vickers Indentation Fracture Toughness Test. Part 1: Review of Literature and Formulation as Standard Indentation Toughness Equations", *Mat. Sci. Tech.*, 5, 865-872, (1989).
28. Quinn, J.B., Quinn, G.D., Indentation brittleness of Ceramics: a fresh approach", *J.Mat. Sci.*, 32, 4331-4346, (1997).

HARDNESS AND FRACTURE TOUGHNESS OF COMPOSITES BASED ON  
 $Al_2O_3.Y_2O_3.NbC$

ABSTRACT

Composites of alumina are widely used as high technology materials. Aiming at better mechanical properties and wear resistance of monolitical alumina, the composite  $Al_2O_3. NbC$  (20% wt) with  $Y_2O_3$  is being develop. The composition were milled in high energy mill (Attritor), pressed uniaxial and isostatically at 200 MPa and sitered in dilatometer with flowing argon at 1750 °C/15 min. A density greater than 97% of the theoretical density was reached and the present phases identified by XRD are:  $\alpha-Al_2O_3$ , NbC and  $Al_5Y_3O_{12}$  (YAG). The crystalline

phases are homogeneously distributed in the alumina matrix. The hardness and fracture toughness values determined are similar to composite  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ .

Key words: hardness and fracture toughness, composites, alumina, niobium carbide.