



## CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE COMPÓSITOS DE $Al_2O_3$

T. S. Ferreira, J. C. Bressiani, L. A. Genova

[tsferreira@ipen.br](mailto:tsferreira@ipen.br)

IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares , CCTM

Av. Lineu Prestes, 2242, Cidade Universitária ,

05508- 900 São Paulo, Brazil

*Compósitos cerâmicos a base de alumina vêm sendo desenvolvidos para aplicações nas quais o material é submetido a condições severas, como é o caso de ferramentas de corte. No presente trabalho foram produzidos compósitos  $Al_2O_3$ -TiC e  $Al_2O_3$ -NbC, variando-se o teor das partículas covalentes entre 5 e 35% em volume. As amostras foram submetidas a diferentes tratamentos de sinterização em forno com atmosfera controlada e em prensa a quente, sendo caracterizadas quanto à densidade, fases presentes, microestrutura, dureza e tenacidade à fratura. Os resultados obtidos permitiram avaliar o efeito, tanto dos diferentes carbetos adicionados, quanto do teor dos mesmos, observando-se que a presença de NbC promove uma maior densificação, e ambos aumentam a dureza do compósito.*

**Palavras-chave:** alumina, compósito, sinterização, propriedades mecânicas

### 1 – INTRODUÇÃO

Os avanços tecnológicos introduzidos no setor produtivo nos últimos anos, visando uma maior produtividade aliada ao aumento da qualidade, fazem com que os materiais sejam cada vez mais exigidos quanto às suas propriedades e desempenho para que possam ser aplicados em situações cada vez mais adversas e severas. O setor de usinagem é um caso típico, com o surgimento de equipamentos cada vez mais velozes, usinando ligas de baixa usinabilidade. Esse cenário provocou a crescente

utilização dos materiais cerâmicos como ferramenta de corte, que aliam elevada dureza e resistência ao desgaste, e estabilidade química, mesmo em altas temperaturas. Ferramentas a base de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  têm superado o desempenho de ferramentas metálicas, representando para a usinagem de algumas ligas especiais, as únicas soluções viáveis.

No entanto, algumas características ainda limitam a utilização destas cerâmicas, em particular a baixa tenacidade à fratura e resistência ao choque térmico<sup>(1)</sup>, sendo que uma das maneiras mais estudadas e utilizadas para minimizar estas deficiências se dá com o desenvolvimento de compósitos cerâmicos. No caso específico da alumina, diversos compósitos vêm sendo propostos com o objetivo de melhorar suas propriedades termo-mecânicas, promovendo assim uma ampliação das suas possibilidades de aplicação em situações de exigências mais severas. As “cerâmicas brancas”, compósitos de alumina com até 10% de  $\text{ZrO}_2$ , que tenacificam a matriz cerâmica através de transformação martensítica, são úteis no acabamento de aços. As “cerâmicas pretas”, contendo entre 30 e 40% de  $\text{TiC}$ , são resistentes à abrasão e empregadas na usinagem de aços endurecidos e ferro fundido. As cerâmicas reforçadas com whiskers de carbeto de silício (entre 25 e 50%) apresentam alta tenacidade e resistência ao choque térmico, suportando a presença de líquidos refrigeradores, podendo ser utilizadas no acabamento de superligas de  $\text{Ni}$ <sup>(2;3)</sup>.

Estes compósitos são formados com a dispersão de uma segunda fase na matriz de alumina, de modo que as propriedades do material resultante permitem a sua aplicação em situações específicas. As variáveis relacionadas a esta segunda fase são a sua forma (particulados, plaquetas ou whiskers), a quantidade e a distribuição de tamanhos, além das características do material de segunda fase em si. Os compósitos contendo particulados apresentam características predominantemente isotrópicas, enquanto que as plaquetas e os whiskers tendem a apresentar características anisotrópicas. Por outro lado, a adição de whiskers e plaquetas permitem a obtenção de materiais com maior tenacidade à fratura em relação aos compósitos contendo particulados, pois as especificidades geométricas das plaquetas e whiskers promovem o surgimento de mecanismos de tenacificação mais eficientes que no caso dos

particulados. No entanto o processamento de compósitos contendo whiskers ou plaquetas é mais complexo que para aqueles contendo particulados<sup>(4)</sup>.

Os compósitos cerâmicos também podem ser classificados quanto a sua compatibilidade química com o corpo a ser usinado, de acordo a sua reatividade com o ferro puro, sendo dividido em três grupos: o primeiro, composto por SiC, WC e Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> possui alta solubilidade química no ferro puro, sendo suscetíveis a um alto desgaste na usinagem de aços. O grupo dos compósitos de solubilidade intermediária (boretos, nitretos e carbetos de Ti e Zr) são utilizados como recobrimento de ferramentas na usinagem do aço. E o grupo com solubilidade muito baixa no ferro (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e ZrO<sub>2</sub>) é utilizado com sucesso em ferramentas submetidas à altas velocidades no torneamento do aço<sup>(6)</sup>.

Os carbetos de nióbio e de titânio utilizados neste trabalho, apresentam características similares, sendo monocarbetos, isotípicos e apresentando estrutura cúbica de face centrada. Possuem alto ponto de fusão, baixa reatividade química e alta dureza, contribuindo com a deflexão das trincas, e conseqüentemente aumentando a tenacidade à fratura do compósito. Entre a temperatura ambiente e 800°C, o TiC possui maior dureza se comparado ao NbC. Mas entre 800 e 1200°C, esta situação se inverte, capacitando os compósitos Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NbC para utilização em situações que exigem elevada dureza à altas temperaturas, como as ferramentas de corte. A presença simultânea de TiC e NbC dispersos em matriz de alumina promove uma elevação da dureza à quente do material, maior que a obtida com o reforço destes particulados separadamente<sup>(7)</sup>.

Sabe-se que a presença de TiC ou TiN em uma matriz de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> modifica a estabilidade térmica em meio oxidante, portanto a atmosfera utilizada na sinterização é um parâmetro relevante<sup>(5)</sup>. As demais condições de sinterização também são importantes, principalmente na formação das fases resultantes, como no caso da sinterização do compósito Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – TiC onde se relata a formação de TiO<sub>2</sub> e produtos gasosos como o CO, possibilitando um aumento da porosidade e conseqüente comprometimento das características mecânicas. Para evitar a geração de CO, alguns autores sugerem a adição de Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ao compósito; outros sugerem a adição de Al de modo a reduzir a temperatura de sinterização, suprimindo assim a geração de gás<sup>(8)</sup>.

Outra maneira de se evitar a reação de decomposição do TiC, é a utilização de prensagem a quente, que aumenta a força motriz para a sinterização, minimizando a reação, pois a densificação ocorre em baixas temperaturas e por tempos curtos<sup>(7)</sup>.

Os compósitos  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  também podem ser aplicados como ferramenta de corte pela sua alta resistência ao desgaste. Os carbeto proporcionam ao material monolítico melhorias na dureza, tenacidade à fratura e condutividade elétrica. No compósito  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$ , tanto a matriz como a segunda fase possuem alta estabilidade química e física, alto ponto de fusão e inércia química, além de alta dureza em altas temperaturas<sup>(3)</sup>. O carbeto de Nióbio é termomecanicamente compatível com a alumina, possuindo Módulo de Elasticidade e Coeficiente de Expansão Térmica semelhantes, reduzindo a formação e o desenvolvimento de stress residual termo-mecânico e a formação de trincas, que prejudicariam as propriedades mecânicas<sup>(10)</sup>.

O compósito  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  possui baixa densificação quando conformado sob baixas pressões, podendo ocorrer a formação de fases voláteis ( $\text{Al}_2\text{O}$  e  $\text{CO}$ ) a partir do TiC ou do carbono livre presente no mesmo. Desta forma ocorrem alterações que podem limitar a densificação do material, modificando o mecanismo de sinterização que ocorre por difusão pelo volume e contorno de grãos para evaporação – condensação. Para solucionar tal problema utiliza-se a sinterização por prensagem à quente, processo que minimiza a reação entre os dois constituintes, reduzindo tempo e temperatura de sinterização<sup>(11)</sup>. A fim de se atingir alta densificação deste compósito sem a utilização de altas pressões, alguns estudos recomendam a substituição das partículas de TiC por  $\text{Ti}(\text{CO})$  ou  $\text{TiH}_2$ , além de sinterização com elevadas taxas de aquecimento (em torno de  $400\text{ }^\circ\text{C}/\text{minuto}$ ), ou ainda patamares curtos em elevadas temperaturas (como por exemplo, patamar de 2 minutos a  $1800^\circ\text{C}$ ). Sugere-se ainda a adição de  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , que reduz a reação entre a alumina e o carbono pela formação de solução sólida na superfície das partículas de alumina ou pela formação de líquido eutético, dependendo da concentração de  $\text{Y}_2\text{O}_3$ <sup>(12)</sup>.

Com a adição de carbeto de titânio ocorre uma limitação do crescimento de grãos da alumina por ancoramento dos contornos. Há aumento da tenacidade à fratura com o aumento da porcentagem de TiC, porém ocorre também a redução da densidade relativa e da resistência à oxidação. Desta forma é necessária a determinação de uma

concentração que atenda aos requisitos de cada aplicação, analisando-se várias propriedades. Em ferramentas de corte, utiliza-se uma concentração próxima de 30% em massa de carbetos de titânio<sup>(13)</sup>.

## 2 – MATERIAIS E MÉTODOS

As matérias-primas utilizadas neste trabalho foram os pós comerciais de alumina (Alcoa A16 SG), carbetos de nióbio (H. C. Starck NbC - HGS) e carbetos de titânio (H. C. Starck TiC - HGS). Os pós de NbC e TiC foram submetidos, separadamente, a moagem por 4 horas em moinho do tipo atritor, utilizando recipiente e esferas de alumina, e álcool isopropílico, seguida por secagem em rotoevaporador e estufa a 100°C por 12 horas. Foram preparadas misturas Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NbC e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC (contendo 5, 15, 25 ou 35 % em volume do carbetos), além de uma mistura contendo os dois carbetos simultaneamente (4% de NbC mais 6% de TiC em volume). Os pós, nas proporções adequadas, foram colocados em moinho tipo atritor e submetidos à mistura e moagem por 4 horas, seguida de secagem, sob as mesmas condições descritas para a moagem dos carbetos. Além destas misturas, foi preparada de maneira similar, uma composição de alumina dopada com 500 ppm de MgO.

Corpos de prova para estudos de sinterização em dilatômetro e para sinterização em forno com atmosfera controlada foram obtidos por prensagem uniaxial seguida de prensagem isostática a 200 MPa.

Para todas as composições foram obtidas curvas de densificação em dilatômetro (DIL 402 E/7, Netzsch Thermal Analysis), sob atmosfera dinâmica de argônio, atingindo-se o patamar de 1780 °C, com taxa de aquecimento de 10 °C/minuto. Amostras das composições foram sinterizadas em forno de atmosfera de grafite (Astro 1000-4560—FP20 Thermal Technology Inc.) sob atmosfera de Ar, a 1650, 1700 e 1750 °C, com patamar de uma hora, e a 1700 °C com patamar de 3 horas, sendo aplicada para todos os tratamentos, taxa de aquecimento de 20 °C/minuto.

Por fim, amostras das composições estudadas foram sinterizadas em prensa a quente (HP20-4560-20, Thermal Technology Inc.), utilizando-se matriz de grafite (φ10 mm) e pressão de 20 MPa, a 1600 e 1700 °C com patamar de uma hora, e taxa de aquecimento e resfriamento de 20 °C/minuto

As amostras sinterizadas foram caracterizadas quanto à densidade aparente, pelo método de Arquimedes, sendo a seguir cortadas diametralmente, e tendo suas faces polidas com a utilização de uma sequência de suspensões de diamante até 1  $\mu\text{m}$ , sendo as mesmas caracterizadas quanto à dureza Vickers (Equação A) e tenacidade à fratura (equação proposta por Antis et. al.<sup>(14)</sup>) a partir de impressões Vickers obtidas com carga de 196 N ou 234 N (para as amostras prensadas a quente) obtidas com durômetro Buehler VMT-7.

$$H_V = \frac{1,8544 \times P}{a^2} \quad (\text{A})$$

Onde P é a carga aplicada em Newtons, e a corresponde ao comprimento da diagonal da impressão Vickers, em metros, sendo obtido um valor médio de dureza para cada composição em cada tratamento térmico realizado. Para o cálculo da tenacidade à fratura foram utilizados os módulo de elasticidade encontrados na literatura, 380 GPa para a  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 338 GPa para o NbC e 439,43 GPa para o TiC, sendo o módulo de elasticidade para cada composição calculado de acordo com a regra das misturas.

As amostras polidas foram atacadas termicamente sob vácuo da ordem de  $10^{-2}$  Torr, a 1550 °C por 15 minutos, sendo posteriormente recobertas com Au e observadas em microscópio eletrônico de varredura (Philips XL30), para obtenção de micrografias. Além disso foram realizadas análises por difração de raios x (Philips PW1710), com radiação de cobre  $K\alpha$ , para as composições contendo 25% de carbetos, sinterizadas sob as diferentes condições.

### 3 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para o cálculo da densidade teórica dos compósitos a partir da Regra das Misturas, a fim de avaliar a eficiência dos processos de sinterização, foram utilizados  $\rho_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 3,98 \text{ g/cm}^3$ ,  $\rho_{\text{NbC}} = 7,80 \text{ g/cm}^3$  e  $\rho_{\text{TiC}} = 4,9 \text{ g/cm}^3$ . A tabela a seguir compara os valores de densificação dos processos de sinterização.

Tabela 1: Densificação dos compósitos em cada processo de sinterização em função da densidade teórica (%).

Compósitos		Sinterização convencional				Prensa Quente	
Composição Volumétrica	Cód.	1650°C/ 60 min.	1700°C/ 60 min.	1750°C/ 60 min.	1700°C/ 180min	1600°C/ 60 min.	1700°C/ 60 min.
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	A	96,7	97,1	96,2	96,0	99,2	99,0
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 4% NbC + 6,4% TiC	ANT	87,9	86,9	92,4	87,9	98,6	97,8
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +05% NbC	05AN	97,8	97,0	97,2	97,4	99,3	98,7
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +15% NbC	15AN	97,0	96,5	96,3	96,4	99,1	97,9
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +25% NbC	25AN	95,9	95,6	95,6	95,0	98,6	97,0
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +35% NbC	35AN	96,2	95,1	95,1	94,6	98,8	96,9
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +05% TiC	05AT	98,0	97,6	97,7	97,8	99,2	98,4
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +15% TiC	15AT	89,4	86,3	90,1	88,3	99,4	98,3
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +25% TiC	25AT	80,5	77,9	79,0	81,8	98,2	97,8
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +35% TiC	35AT	79,7	75,6	76,7	79,7	96,6	95,9

Pelos resultados de densidade aparente obtidos, pode-se observar que as amostras sinterizadas por prensagem à quente apresentaram densidades bem próximas das densidades teóricas, atestando a eficiência do processo pelo qual são fabricadas as ferramentas de corte cerâmicas. Nas sinterizações convencionais (SC), nota-se que o aumento da concentração de NbC não inibiu a densificação, o que não se observou quando da adição de TiC, que reduziu sensivelmente a densidade dos compósitos. A presença simultânea dos dois carbetos inibiu a densificação do material, de maneira similar ao que se teve com a presença de TiC.

Na tabela 2 são apresentados os valores de dureza para os materiais estudados. Nota-se que a dureza dos corpos cerâmicos sinterizados por prensagem a quente(HP) aumentou significativamente em comparação com os corpos da sinterização convencional, e isso é possivelmente devido à diferença de densidades obtidas.

A tenacidade à fratura (Tabela 3) apresentou comportamento inverso ao da dureza, aumentando sensivelmente com o incremento de temperatura. Os valores de tenacidade foram maiores para os materiais de menor dureza, e houve pouca variação entre os dois tipos de sinterização, fato que deve ser aprofundado com outros testes de propriedades mecânicas, a serem realizados posteriormente.

Tabela 2: Dureza Vickers (GPa) das amostras nas diferentes sinterizações.

Código	Sinterização convencional				Prensa à Quente	
	1650°C / 60 min.	1700°C / 60 min.	1750°C / 60 min.	1700° / 180 min.	1600°C / 60 min.	1700°C / 60 min.
A	11,1±0,6	12,6±0,9	9,2±0,9	8,8±0,9	14,7±0,3	12,0±1,4
ANT	-	-	-	-	16,9±0,7	18,2±0,7
05AN	13,0±0,9	12,3±0,8	11,9±1,3	10,4±0,7	16,3±0,4	15,8±0,8
15AN	13,1±0,4	13,1±0,3	11,5±0,3	11,6±0,1	17,5±0,2	17,5±0,5
25AN	11,9±0,5	10,3±0,2	12,6±0,5	12,1±0,4	18,5±0,7	18,1±0,5
35AN	12,6±0,4	11,2±0,5	10,4±0,9	10,5±0,5	19,5±0,3	17,5±0,2
05AT	15,3±0,6	16,1±0,5	14,3±0,7	16,8±0,7	17,5±0,5	17,8±0,8
15AT	-	-	-	-	19,3±0,6	18,2±0,5
25AT	-	-	-	-	17,6±1,8	18,6±0,4
35AT	-	-	-	-	18,2±1,2	18,5±0,7

Tabela 3: Tenacidade à fratura (Mpa. m<sup>1/2</sup>) das amostras nas diferentes sinterizações.

Código	Sinterização convencional				Prensa à Quente	
	1650°C / 60 min.	1700°C / 60 min.	1750°C / 60 min.	1700° / 180 min.	1600°C / 60 min.	1700°C / 60 min.
A	4,4±0,7	3,9±1,2	4,0±0,8	3,7±0,1	5,1±0,8	7,9±1,3
ANT	-	-	-	-	4,5±0,6	4,7±1,2
05AN	4,8±0,8	3,5±0,7	4,1±0,4	5,2±1,3	6,5±1,1	4,6±0,4
15AN	3,6±0,5	3,8±0,3	4,5±0,1	4,2±0,3	3,7±0,3	4,3±0,8
25AN	4,4±0,3	5,6±0,3	4,1±0,2	4,5±0,8	3,4±0,4	3,8±0,6
35AN	4,1±0,5	4,2±0,8	4,6±0,3	4,4±0,8	3,2±0,2	4,2±0,8
05AT	3,7±0,1	3,5±0,1	3,6±0,3	3,4±0,3	4,9±0,9	4,7±0,8
15AT	-	-	-	-	3,9±0,2	5,2±1,1
25AT	-	-	-	-	4,2±0,6	5,2±0,6
35AT	-	-	-	-	4,9±1,3	5,6±0,8

A figura 1 apresenta as curvas de densificação obtidas por dilatômetro dos compósitos estudados. Nota-se que o aumento do teor dos dois carbetos gerou um retardamento na densificação total dos compósitos em comparação com a alumina pura. Observa-se ainda que durante o patamar de 1 hora a 1780°C os compósitos contendo NbC apresentaram pequena densificação, ao passo que para aqueles contendo TiC a densificação foi maior.

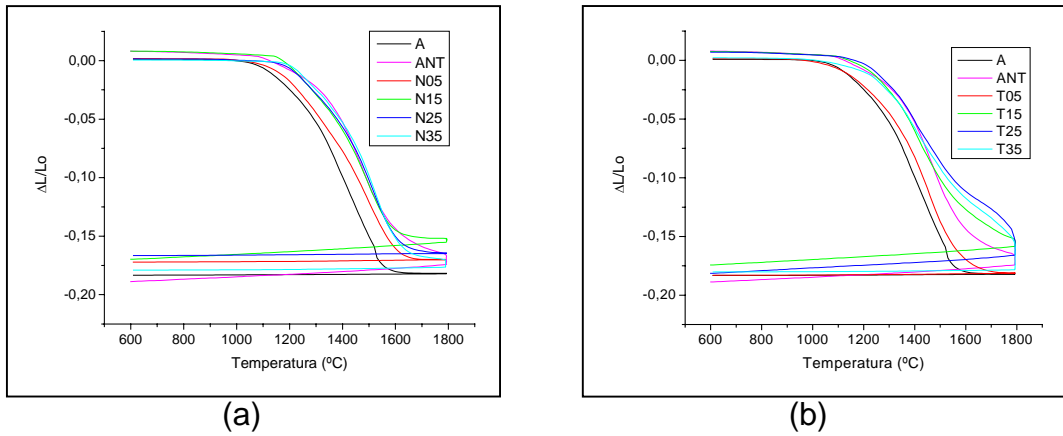


Figura 1: Curvas de densificação dos compósitos de alumina contendo (a) NbC, e (b) TiC

Os difratogramas apresentados (Figuras 2 e 3) demonstram que os diferentes tratamentos de sinterização não provocaram a formação de novas fases para os compósitos contendo 25% de carbeto.

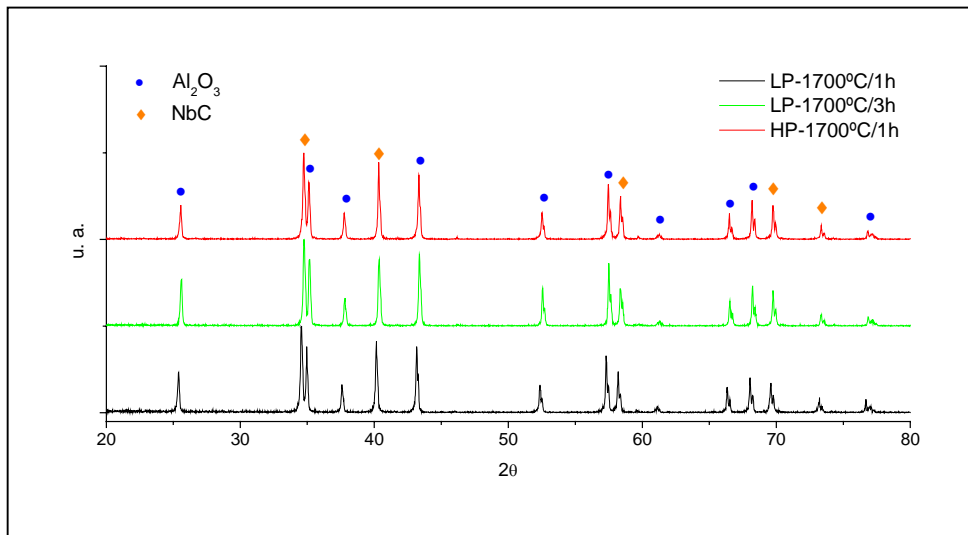


Figura 3: Difratoograma do compósito  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 25\% \text{NbC}$ .

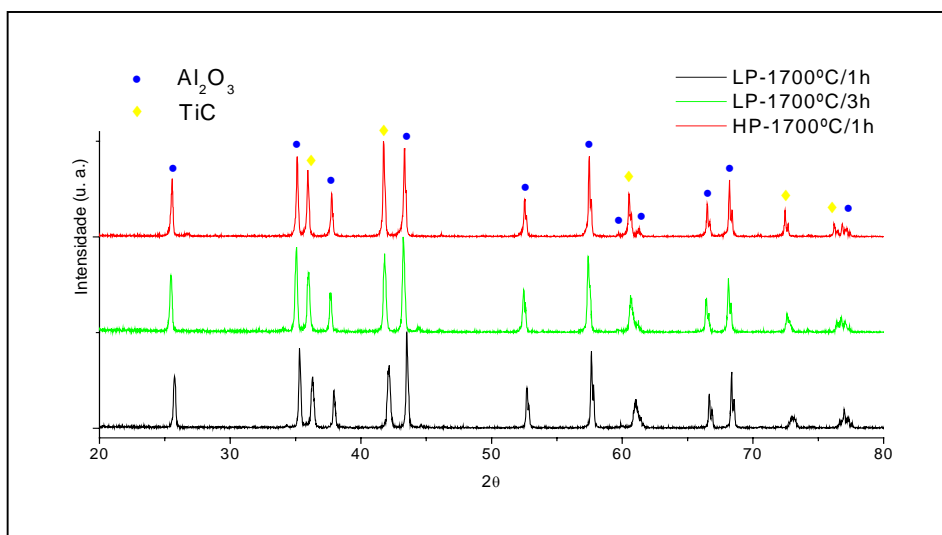


Figura 4: Difratograma do composto Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 25% TiC.

#### 4 – CONCLUSÕES

Avaliando os compósitos em comparação com a alumina pura foi notado um considerável aumento dos valores de dureza; porém os valores de tenacidade à fratura foram semelhantes. Os tratamentos de sinterização não provocaram o surgimento de fases distintas às presentes na mistura inicial.

Os compósitos com adição de NbC apresentaram densificação superior a dos compósitos com TiC, que necessitariam de alterações nas condições de sinterização para apresentarem melhores resultados. A presença dos particulados inibiu a densificação da alumina.

#### 5 – AGRADECIMENTOS

À CAPES e à Comissão de Pós-Graduação do IPEN, pelo apoio financeiro.

#### 6 – REFERÊNCIAS

1. KUMAR, A. S.; DURAI, A. R.; SORNAKUMAR, T. Machinability of Hardened Steel Using Alumina Based Ceramic Cutting Tools. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 21, n. 3-4, p 109-117, 2003.

2. KUMAR, A. S.; DURAI, A. R.; SORNAKUMAR, T. Wear Behaviour of Alumina Based Ceramic Cutting Tools on Machining Steels. **Tribology International**, v. 39, p. 191 – 197, 2005.
3. KUMAR, A. S.; DURAI, A. R.; SORNAKUMAR, T. Development of Alumina-Ceria Ceramic Composite Cutting Tool. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 22, p. 17-20, 2004.
4. WARREN, R. **Ceramic-Matrix Composites**. Chapman and Hall, Inc.: N. York, 1992.
5. PASOTTI, R. M. R. Obtenção e caracterização do compósito  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-NbC}$  e o efeito da adição de  $\text{Y}_2\text{O}_3$  na sua sinterização. 1999, 125p. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo.
6. VAN DER BIEST, O.; VLEUGELS, J. Perspectives on the Development of Ceramic Composites for Cutting Tool Applications. **Key Engineering Materials**, v.206 – 213, p. 955 – 960, 2002.
7. KIM, Y. W.; LEE, J. G. Pressureless Sintering of Alumina–Titanium Carbide Composites. **Journal American Ceramic Society**, v. 72, n. 8, p. 1333 – 1337, 1989.
8. TAMPIERI, A.; BELLOSI, A. Oxidation Resistance of Alumina – Titanium Nitride and Alumina – Titanium Carbide Composites. **Journal American Society**, v. 75, 1992.
9. CAO, K. F.; MC LACHLAN, D. S.; AXEN, N.; MANYATSA, R. Preparation, microstructures and properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  –  $\text{TiC}$  composites. **Ceramics International**, 2002.
10. ACCHAR, W.; GREIL, P.; MARTINELLI, A. E.; CAIRO, C.A.A. Reinforced  $\text{Al}_2\text{O}_3$  with W – Ti mixed carbide. **Materials Letters**, v. 46, p. 209 – 211, 2000.
11. WOOK, Y. K.; GUNN, J. L. Pressureless sintering of alumina titanium carbide composites. **Journal American Ceramic Society**, v. 72, n. 8, p 1333-1337, 1989.
12. LEE, M.; BORON, M. P. Rapid rate sintering of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  composites for cutting tools applications. **Advanced Ceramic Materials**, v. 3, n. 1, p 38-44, 1988.
13. WARI, R. P.; ILSCHNER, B. Frature behaviour of composites based on  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ . **Journal Materials Science**, v. 15, p 875-885, 1980.

14. ANTIS, G. R.; CHANTIKUL, P.; LAWN, B. R.; MARSHALL, D. B.; A critical evaluation of techniques for measuring fracture toughness: I – Direct crack measurements.; **J. Amer. Ceram. Soc.**, v. 64, n. 9, p.533-38, 1981

## **MECHANICAL CHARACTERIZATION AND MICROESTRUTURAL OF COMPOSITES OF $Al_2O_3$ .**

### **ABSTRACT**

Alumina based ceramics composites the has been developed for applications in which the material is submitted to severe conditions, which cutting tools. The present work composites were produced  $Al_2O_3$ -TiC and  $Al_2O_3$ -NbC, varying the quantity of covalents particles between 5 and 35% in volume. The samples were submitted to different sintering temperatures in a furnace with Ar atmosphere and by hot pressing. The density, present phases, microscruture, hardness and fracture toughness were obtained for all the samples. The results show us the different effects of each added carbide and their quantities. The presence of NbC increase the densification, while TiC increases the hardness.

Key-words: alumina, composite, sintering, mechanical properties