

## Sinterização de pastilhas de nitreto cúbico de boro utilizando como ligantes compostos de titânio

Valpassos, J.M.; Ramalho, A.M.; Bobrovnitchii, G.S.; Monteiro, S.N.

Laboratório de Materiais Avançados - LAMAV/CCT/UENF

Av. Alberto Lamego, 2000, Pq. Califórnia, Campos dos Goytacazes/ RJ, CEP: 28013-602

e-mail: [julianavalpassos@yahoo.com.br](mailto:julianavalpassos@yahoo.com.br), [alan\\_ramalho@hotmail.com](mailto:alan_ramalho@hotmail.com), [guerold@uenf.br](mailto:guerold@uenf.br), [sergio.neves@ig.com.br](mailto:sergio.neves@ig.com.br)

### RESUMO

O Nitreto Cúbico de Boro (cBN) é uma forma alotrópica sintética do nitreto de boro que é obtida sob condições de altas pressões e altas temperaturas (HPHT), geralmente a partir do nitreto hexagonal de boro (hBN). Compactos sinterizados de cBN são produzidos sinterizando cBN e ligantes na faixa de 6,0-8,0GPa e cerca de 1600-2000°C em tempos que variam até 30 minutos. No presente trabalho, compósitos de cBN com ligantes a base de titânio em 10%p foram sinterizados em parâmetros de 7,7GPa e 2000K. Análises por MEV apresentaram uma estrutura parcialmente sinterizada. A dureza e resistência ao desgaste foram estudadas demonstrando resultados promissores. As propriedades mecânicas dos compósitos foram avaliadas em situações reais de trabalho, por meio de usinagem do aço AISI 4140 endurecido a 54-HRC.

**Palavras chaves:** Nitreto cúbico de boro, sinterização HPHT, compósitos cBN-Ti.

### Sintering of cubic boron nitride inserts using titanium-based binders

#### ABSTRACT

Cubic boron nitride (cBN) is a synthetic allotropic form of boron nitride that is obtained under high pressure and high temperature (HPHT) conditions, usually from hexagonal boron nitride (hBN). Cubic boron nitride compacts are produced by sintering cBN with binder into HPHT conditions at range of 6,0-8,0GPa and temperature between 1600-2000°C during up to 30 minutes. In the present work, composites of cBN with titanium-based binders with cBN ratio of 90%w were sintered under HPHT conditions, 7,7GPa and 2000K. SEM analysis observations showed some porous, as sash, the structure was partially sintered. Hardness and wear resistance were carried through demonstrating good results. The mechanical investigations were performed using a turning machine and a AISI 4140 hardened steel cylinder with 54HRC, in real work conditions without cooling.

**Keywords:** Cubic boron nitride, HPHT sintering, cBN-Ti composites.

## 1 INTRODUÇÃO

O nitreto cúbico de boro (cBN) é segundo material superduro comercialmente aplicado na indústria. Seu principal uso está relacionado a usinagem sob altas velocidades de materiais ferrosos, de difícil mecanização, tais como aços de elevada dureza (acima de 50HRC) e ferros fundidos não maleáveis, atuando num campo onde as ferramentas adiamantadas não atuam, provendo também alta qualidade superficial a um nível que possibilita eliminar operações posteriores de retífica [1].

A obtenção de pastilhas sinterizadas de cBN se dá via compactação de pós de cBN sob alta pressão (>5,5GPa) e altas temperaturas (acima de 1873K) em períodos que variam desde alguns poucos minutos a até 30 minutos. O pó de cBN é misturado a um ligante, e submetido aos parâmetros de sinterização, no interior de uma matriz especial, denominada dispositivo de alta pressão (DAP) [2, 3].

Os materiais a base de cBN obtidos por este método são caracterizados pela dispersão da tenacidade da estrutura [1, 2] que é garantida pela ação dos seguintes fatores:

- Tipo e composição do ligante na mistura reativa;
- Presença de gradientes de pressão e temperatura na câmara de compressão do DAP;
- Diferença de dilatação entre o cBN e o material ligante;

- Formação de novas fases com variação do volume, resultado da interação entre os diversos elementos que compõe a mistura reativa;
- Velocidade de redução da pressão e temperatura;

É difícil eliminar a influencia dos fatores acima citados, restando para estudos e pesquisas, quase que exclusivamente, o estudo sobre a influencia da composição de alguns ligantes e variação dos parâmetros (pressão e temperatura) durante o processo de sinterização, sobre a efetividade da pastilha de cBN nos processos de usinagem.

A sinterização do cBN tem sido objeto de extensivos estudos, devido a excelentes propriedades químicas e físicas (de especial interesse sua estabilidade térmica e inércia química a temperaturas de até 1200°C) e propriedades mecânicas. Diversos autores [4, 5] têm avaliado a influencia da fase ligante e seu resultado nas propriedades finais do compósito de cBN, e os ligantes a base de titânio têm sido objeto de alguns estudos [6, 8] devido as propriedades de resistência ao desgaste, dureza e tenacidade obtidas.

A escolha do ligante para compósitos de cBN deve ser baseado na combinação de diversos fatores tais como:

- - Propriedades mecânicas elevadas que possibilitem manter as características de corte do compósito nos processos de usinagem;
- - Significativo grau de adesão entre o material ligante e as partículas de cBN;
- - Ausência de fases indesejáveis, que são aquelas que durante a aplicação da pressão e temperatura prejudiquem a sinterização;
- - Coeficientes de dilatação e compressibilidade semelhante ao das partículas de cBN para prevenir o surgimento de trincas na interface do compósito;
- - Consideração de fatores tecnológicos tais como disponibilidade de mercado e facilidade para pré tratamento, tais como: trituração, moagem, aquecimento, oxidação, etc.

Dentre os diversos tipos de ligantes, o presente trabalho desenvolveu uma análise da sinterização empregando alguns a base de titânio, tais como o Ti-Al-B que pode formar o diboreto de titânio (TiB<sub>2</sub>), como material que apresenta propriedades, principalmente o coeficiente de dilatação (em torno de  $4,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  [4]) que é próximo a do cBN ( $3,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ). A alta dureza do TiB<sub>2</sub> (30GPa) e baixa reatividade aos compostos ferrosos qualificam este material como um promissor ligante e como elemento de corte.

O objetivo do presente trabalho está relacionado com a determinação da influencia de algumas composições do ligante [8] e da variação dos parâmetros de sinterização durante o período de sinterização, sobre algumas propriedades mecânicas, tais como a dureza da pastilha sinterizada e sua resistência ao desgaste durante os testes de usinagem de aços de alta dureza.

Este arquivo modelo busca fornecer ao autor de artigos científicos um modelo completo de todos os formatos e estilos utilizados na formatação padrão da revista Matéria, de maneira simples, clara e utiliza a metodologia do modelo para exemplificar cada um dos estilos padrões. Para os autores que não possuem conhecimento suficiente deste editor de texto, bastará seguir as instruções contidas neste arquivo modelo. Os autores que já tenham conhecimento poderão dispensar tais comentários.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Os pós utilizados nas misturas reativas neste trabalho estão ilustrados na tabela 1. O pó de nitreto cúbico de boro foi fornecido pelo instituto MSD, Kiev (Ucrânia). O ligante A foi obtido a partir da mistura em moinho de bolas (modelo Fritsch P-5) em atmosfera de argônio em camisa de aço inox e esfera de aço endurecido (10mm de diâmetro) durante 20 minutos. O ligante B foi preparado a partir da mistura úmida em etanol dos pós de seus elementos manual em almofariz e pistilo por 20 minutos.

**Tabela 1:** Materiais de partida.

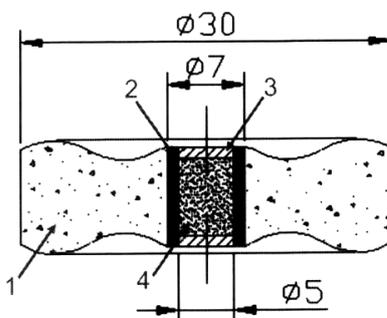
Pós:	Composição:	Granulometria:
cBN	cBN	$\cong 4\mu\text{m}$
Ligante <u>A</u>	70%p Ti + 20%p Al + 10%p B	$\leq 100\mu\text{m} \leq 15\mu\text{m} \leq 125\mu\text{m}$ , respectivamente.
Ligante <u>B</u>	70%p Ti + 30%p Al	$\leq 50\mu\text{m}$

As misturas reativas foram preparadas a partir da mistura dos pós de cBN com cada ligante (90% cBN), o que foi realizada em almofariz e pistilo por via úmida (etanol) durante 30 minutos. Depois, cada mistura reativa foi submetida à compressão de 500 MPa em matriz de aço para obter os compactos de 5mm de diâmetro e 5mm de altura foram obtidos. Após isso, foi realizada a secagem desses compactos a 80°C por 1h em estufa. Cada compacto foi então montado, figura 1, dentro de um tubo aquecedor de grafite, que por sua vez teve suas extremidades fechadas por discos de proteção (50%p de calcita + grafite). Após isso, todo o conjunto (mistura reativa, tubo aquecedor e discos de proteção) foi inserido na cápsula deformável, feita de pedra litográfica, um tipo de calcita com estrutura extremamente fina.

Os parâmetros de sinterização foram mantidos constantes para não variar as propriedades a serem fabricadas. Foi estabelecido o uso de pressões de 7,7GPa e temperaturas da ordem de 2000K.

Os parâmetros de sinterização, alta pressão e alta temperatura, tiveram que ser previamente associados com os valores de pressão hidráulica e corrente elétrica (a temperatura é obtida por resistência elétrica) obtidos na prensa hidráulica especial instalada nas dependências do Setor de Materiais Superduros da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF). A essa associação dar-se o nome de calibração de parâmetros, e a descrição detalhada do procedimento para tal pode ser encontrada no trabalho de Ramalho [9].

Para sinterização foram empregados o dispositivo de alta pressão do tipo bigorna com concavidade toroidal [10] e a prensa hidráulica especial de 630ton modelo DO 138B - Ryazantypressmach (Rússia). A sinterização de cada amostra foi realizada durante 15min, aplicando, dentro desse intervalo de tempo, pressões e temperaturas no regime cíclico [11], que é uma inovação nesse ramo de atividade.



**Figura 1:** Disposição final da amostra para processo de sinterização, onde: 1 - Cápsula; 2 - Tubo aquecedor; 3 - Disco de proteção; 4 - Mistura reativa (cBN + ligante).

Depois da sinterização, as amostras foram retiradas da cápsula deformada e limpas para a retirada da camada de grafite nas superfícies da amostra. Após isso as amostras foram submetidas à medição de densidade usando o método hidrostático.

As amostras foram polidas para obtenção superfícies planas que possam ser empregadas nos ensaio de dureza. No polimento foi utilizada uma politriz (modelo STRUERS DP10) e pasta de diamante com granulometria de 6µm.

As medições de dureza Vickers foram realizadas utilizando durômetro PANAMBRA PANTEC RBMSM com cargas de 50N e 30N. Depois das marcações no topo da amostra, as dimensões das arestas das impressões foram medidas no microscópio óptico NEOPHOT32.

Já outras amostras foram fraturadas, metalizadas e enviadas para análise por microscopia eletrônica de varredura no equipamento (JEOL JSM 6460LV). Isso foi realizado para se avaliar a superfície de fratura, as marcas das indentações e aspectos que possam ser relevantes acerca do estado de sinterização das amostras.

Os testes de usinagem foram executados utilizando um torno mecânico universal (ROMI TORMAX 20A). Estes testes seguiram a seguinte seqüência de passos:

- - Limpeza ultra-sônica da pastilha e pesagem;
- - Fixação da pastilha no porta ferramenta e ajuste dos parâmetros da máquina;
- - Operação de torneamento por faceamento aproximadamente 1min;
- - Medição da temperatura usando termopar tipo K fixado próximo à pastilha;
- - Nova limpeza ultra-sônica da pastilha e pesagem com registro dos valores;

A seqüência foi repetida com a finalidade de observar o desgaste das pastilhas ao longo das operações de torneamento. Estes parâmetros foram avaliados em função da perda de massa pela ferramenta,

nas operações de desbaste a acabamento. Na tabela 2 são apresentados os parâmetros que foram aplicados nas operações de desbaste e acabamento. A escolha desses parâmetros deu-se em função das características mecânicas da máquina ferramenta utilizada, já que parâmetros severos de usinagem podem gerar danos ao equipamento. O material utilizado como “obra” nas operações de usinagem foi um anel cilíndrico feito de aço AISI 4140 endurecido a 54HRC com 55mm de diâmetro externo e 45mm de diâmetro interno. Os parâmetros de usinagem escolhidos são bastante severos por causa de usinagem plana e avanço de valor alto, comparando com resultados da usinagem das peças em forma de barras [12, 13], mas foram de acordo com a rigidez mecânica do torno mecânico utilizado [14].

Três insertos de cada grupo foram utilizados na montagem da porta ferramenta para proceder com os testes no torno. Os insertos não foram preparados em geometrias utilizadas na indústria. A fim de obter melhor qualidade superficial, é importante preparar estes insertos em testes futuros. Neste trabalho, os parâmetros de desgaste da ferramenta foram avaliados termos de perda de massa do inserto. Além disso, também foi investigada a temperatura da ferramenta durante cada operação.

**Tabela 2:** Parâmetros de usinagem aplicados.

	<b>Velocidade de corte</b>	<b>Avanço</b>	<b>Profundidade de corte</b>
<b>Desbaste</b>	40 mm/min	0,5 mm/rot.	0,5 mm
<b>Acabamento</b>	65 mm/min	0,1 mm/rot.	0,3 mm

### 3 RESULTADOS

As amostras obtidas (20 unidades) não apresentaram a superfície de um cilindro regular (ver a figura 2), mas devido a impossibilidade atual da retifica as mesmas, as amostras foram manualmente tratadas para ensaios posteriores.



**Figura 2:** Fotografia de uma das pastilhas obtidas.

#### 3.1 Densidade das Amostras

Os valores obtidos de densidade das amostras em função da variação de ligante são apresentados na tabela 3. Nota-se que os valores das densidades das amostras do grupo **A** não difere significativamente dos compósitos comercializados [12].

**Tabela 3:** Densidade das amostras em g/cm<sup>3</sup>.

	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>	<b>7</b>	<b>8</b>	<b>9</b>	<b>10</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio padrão:</b>
<b>A</b>	3,49	3,46	3,42	3,47	3,40	3,62	3,84	3,38	3,35	3,40	3,483	+ 0,350 - 0,133
<b>B</b>	3,20	3,40	3,32	3,51	3,31	3,13	3,25	3,16	3,26	3,30	3,284	+ 0,226 - 0,124

Da análise dos dados apresentados na tabela 3 pode-se confirmar que há diferença entre os compósitos em função do ligante empregado na sinterização. A maioria das densidades dos compósitos do

grupo A possuem valores superiores aos do grupo B, a explicação mais racional para este efeito é a influência do ligante na consolidação da estrutura do compósito de cBN. Apesar de valores elevados de densidade, as amostras do grupo A apresentam maior desvio em relação ao valor médio, o que é um indicativo da instabilidade da estrutura formada. Os valores da densidade dos compósitos A correspondem aos médios ( $3,483\text{g/cm}^3$ ) aos encontrados em compósitos com 90% de cBN sinterizados com outros tipos de ligantes [4].

### 3.2 Dureza Vickers

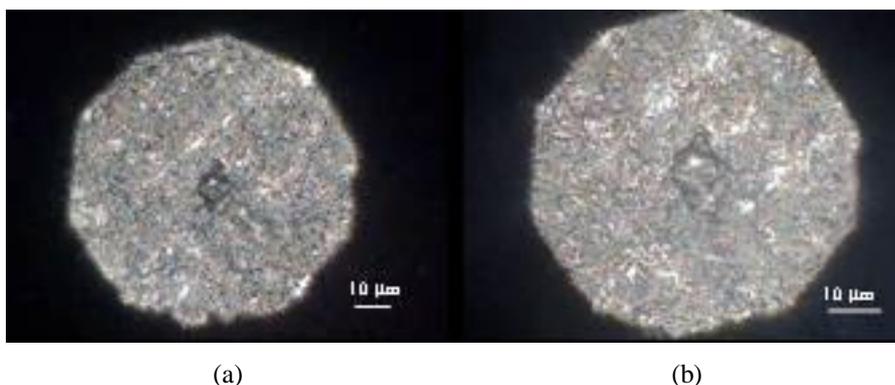
Os resultados dos ensaios de dureza Vickers, para uma carga de 50N, são apresentados na tabela 4.

Comparando os dados das tabelas 3 e 4, pode ser observado que há alguma relação entre os valores de densidade e de dureza, apesar das medições realizadas em diferentes amostras sinterizadas sob os mesmos parâmetros de pressão e temperatura. As dificuldades encontradas na medição das diagonais das marcações realizadas pelo penetrador devem-se ao estado da superfície polida do topo da amostra. Essas superfícies representavam as conseqüências da interação entre disco de proteção compactado de partículas grossas de calcita e mistura reativa. As irregularidades dessas superfícies são difíceis de serem eliminadas e isso influenciou nos resultados da medição.

**Tabela 4:** Dureza Vickers em GPa.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Média	Desvio padrão:
<b>A</b>	35,2	34,1	32,2	36,2	29,6	38,2	40,2	28,9	27,8	34,0	33,28	+ 6,92 - 5,48
<b>B</b>	18,5	22,8	18,9	34,0	18,9	18,9 <sup>a</sup>	20,6	35,6	20,8	33,5	21,69	+ 13,91 - 03,19

Os resultados dos ensaios de dureza podem ser considerados como provisórios. As fotografias da superfície da amostra A6, figura 3, mostram um pouco das dificuldades em se obter uma marcação perfeita nos ensaios. A dispersão dos resultados pode estar relacionada a uma distribuição não homogênea dos componentes da mistura reativa durante a fase de preparação. Porém deve-se ter em mente que a dispersão dos valores em ensaios de dureza em compósitos de materiais superduros é normal de ser encontrado, pois durante o ensaio o penetrador pode encontrar um cristal de cBN ou um grupo de cristais, e isso dificulta a penetração.



**Figura 3:** Micrografias óticas das indentações obtidas em amostra do grupo A.  
Onde: (a) aumento de 500x; (b) aumento de 800x

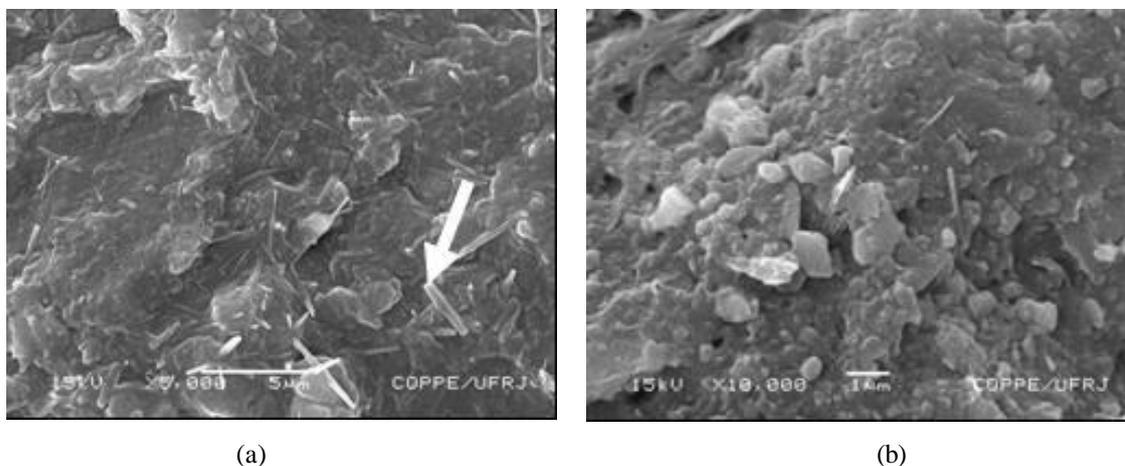
Os valores de dureza determinam o tipo de ligante mais indicada, e os resultados mostraram que o ligante do grupo A apresentara valores razoáveis em comparação com os encontrados comercialmente.

### 3.3 Análise Microestrutural

Na figura 4 são apresentadas as estruturas típicas dos compósitos dos tipos A e B. A análise dessas estruturas possibilita concluir que para amostras do grupo A apresentaram faturas tanto intercristalinas

quanto transcristalinos. As amostras do grupo B apresentaram somente fratura intercrystalinas. Como pode ser observado, as partículas de cBN não sofreram deformações plásticas, mas tiveram fragmentação elevada. Isso pode estar relacionado com a aplicação cíclica dos processos de pressão e temperatura.

O uso de ligante nas pastilhas de cBN, sob o aspecto da análise microestrutural, está relacionado a possibilidade de formação de uma fase contínua que fixe as partículas de cBN, o que fornecerá maior tenacidade ao compósito. Atualmente, é aceito que os ligantes dissolvem parte das partículas de cBN, formando boretos e nitretos como fase contínua. Obviamente que nem todos os elementos químicos são capazes de dissolver as partículas de cBN durante a aplicação de altas pressões e temperaturas e, com isso, contribuir para a sinterização no nitreto cúbico de boro, alguns dos elementos que comprovadamente possibilitam a formação da fase contínua entre as partículas de cBN são o alumínio e o titânio. Nas figuras 4a e 4b são observadas as superfícies de fratura nas amostras que representam pastilhas sinterizadas usando os ligantes A e B, respectivamente. Nestas micrografias representam típicas microestruturas encontradas para as amostras de cada grupo. Analisando a figura 2b, é possível observar uma menor afinidade dos grãos de cBN e a fase matriz e uma estrutura não homogênea. Pode-se concluir a partir desse fato que o ligante não apresentou uma boa molhabilidade com os grãos de cBN. Maiores investigações precisam ser realizadas a fim de estudar melhor o nível de sinterização atingido neste caso. A presença de poros esféricos pode ser notada, indicando um certo grau de sinterização. Além disso, como será discutido adiante, essas amostras apresentaram uma relativa capacidade de corte indicando que certamente atingiram algum nível de sinterização.



**Figura 4:** Micrografia por MEV mostrando estrutura típica após sinterização das amostras com ligantes dos grupos A e B em (a) e (b), respectivamente.

As amostras do grupo A, por outro lado, apresentaram uma maior homogeneidade em sua estrutura e uma melhor molhabilidade entre os grãos de cBN e a fase matriz contínua. Na figura 4a, poros não foram visualizados em aumentos de 5000X. É importante enfatizar a presença de uma nova estrutura, inexistente antes da sinterização, que se mostra como curtas e finas fibras, sendo esta morfologia típica em cristais de nitreto de silício. Esta estrutura é encontrada em toda a superfície das amostras desse grupo e precisa ser melhor estudada. É possível que esta nova fase, nestas amostras possa atuar como um reforçador da matriz, conferindo melhores propriedades a esses compósitos. Portanto, as estruturas das amostras obtidas são compostas de grãos finos, em geral homogêneas e com distribuição quase uniforme dos ligantes entre os grãos de cBN. Contudo, nas secções de fratura, próximas das extremidades, foram observadas regiões isoladas de  $TiB_2$ , principalmente as amostras do grupo B, o que pode ter sido causada por uma recristalização do  $TiB_2$  durante o processo de sinterização, pois foram encontrados cristais facetados com tamanhos entre 3-5 $\mu m$  ou em contato com partículas de cBN, onde desenvolveu-se filmes finos de  $TiB_2$  na forma de monocristais de 0,6-0,9 $\mu m$ .

### 3.4 Testes de Usinagem

Os resultados obtidos no ensaio de desgaste estão apresentados na tabela 5. Amostras do grupo B apresentaram valores de temperatura e perda de massas menores que do grupo A, em uma primeira análise. Contudo, observando as temperaturas atingidas por amostras de ambos os grupos, pode-se perceber que um

estudo estatístico precisa ser realizado em virtude do grupo **B** apresentar parâmetros mais dispersos. Neste contexto, amostras do grupo **A** apresentaram resultados mais estreitos e, portanto, mais confiáveis.

**Tabela 5:** Parâmetros de Temperatura e Perda de massa para análise de desgaste da ferramenta.

	Temperatura registrada durante processo (°C):		Perda de massa (g):	Desvio padrão:
	Desbaste:	Acabamento:		
<b>A</b>	212 – 227	168 – 196	0,0013	+ 0,003 - 0,002
<b>B</b>	78 – 182	104 – 249	0,0007	+ 0,0003 - 0,0002

Outro importante ponto é que as pastilhas submetidas aos ensaios de usinagem não tiveram suas arestas de corte previamente preparadas (afiadas), ou seja, conforme as pastilhas foram sinterizadas e enviadas para os testes de usinagem, houve apenas uma limpeza ultra-sônica, antes da usinagem, para fins de maior precisão da pesagem.

Aparentemente, foi obtida uma boa qualidade superficial da peça usinada, porém, uma análise da qualidade superficial por um medidor de rugosidade também precisa ser realizada a fim de quantificar este aspecto.

#### 4 DISCUSSÃO

O aumento da dureza e distribuição homogênea do ligante entre as partículas de cBN deve-se ao processo de fortalecimento causado pelo recozimento repetitivo durante o regime cíclico de temperatura ou da formação de outras estruturas do ligante, provavelmente fases de TiN e AlN, que possuem propriedades mecânicas elevadas.

O mecanismo e as particularidades de deformação-fratura dos compósitos a base de cBN, em função do sua estrutura, composições de ligantes e fases de inclusão foram pouco estudadas [4]. Contudo a relação entre a resistência mecânica e o estado estrutural revelam as diferenças significativas entre os diversos tipos de insertos de cBN em termos da sua vida útil. Por essa razão, os estudos comparativos dos compósitos de cBN em um amplo intervalo de composições, distribuição e teor das fases incomuns, são importantes tanto sob o aspecto da física e da resistência mecânica quanto da aplicação tecnológica.

#### 5 CONCLUSÕES

É importante ressaltar que este ainda é um trabalho inicial, com teor exploratório e investigações mais profundas devem ser realizadas, além de melhorar a metodologia de análise. Reações que se dão no processo de sinterização do cBN, assim como a investigação da influencia da porcentagem de ligante, são de crucial importância no estudo da sinterização. Além disso, a obtenção de uma máxima homogeneidade no processo de mistura de pós para a mistura reativa é outro aspecto que deve ser melhor estudado. Há uma influencia direta do processo de mistura nas propriedades finais apresentadas pelos compósitos de cBN. Contudo, pode-se avaliar certos aspectos prévios acerca do presente trabalho.

Os valores de dureza e densidade obtidos neste trabalho estão em conformidade com outras pesquisas e produtos comerciais, ao menos neste caráter exploratório. Foi encontrada uma certa relação entre os valores da densidade, dureza e desgaste durante a usinagem. Isso significa que o valor de dureza pode servir como um fator de avaliação da resistência do compósito.

A análise estrutural mostrou a complexidade na formação da estrutura do compósito de cBN, utilizando ligantes a base de Ti, pois não foram detectados a formação de novas fases entre o cBN e o material ligante.

Os testes de usinagem mostraram que a composição dos ligantes escolhidos e particularidades do processo da sinterização desenvolvido possibilitaram obter um material para ferramenta de usinagem que poderá concorrer com os compósitos comerciais.

## 6 AGRADECIMENTOS

Os autores do presente trabalho gostariam de agradecer aos seguintes profissionais e instituições:

- CNPq, pelo apoio financeiro;
- COPPE-UERJ, pelas análises de MEV;

## 7 BIBLIOGRAFIA

- [1] BOBROVNITCHII, G.S., SKURY, A.L.D., RAMALHO, A.M., MONTEIRO, S.N., “Desenvolvimento de materiais superduros policristalinos para ferramentas de corte”, *Máquinas e Metais*, n. 495, pp. 302-333, abril de 2007.
- [2] YIN SHENG LAI-HO-YI., “High pressure sintering of cubic boron nitride”, *5<sup>th</sup> European Symposium of Powder Metallurgy*, pp. 201-211, 1978.
- [3] JENNINGS, M., “Amborite, The First Fifteen Years”, *IDR.*, n. 55, v. 567, pp. 151-153, 1995.
- [4] SHULZHENKO, A.A., BOZHKO, S.A., *Síntese, Sinterização e Propriedades do Nitreto Cúbico de Boro*, Ed. Naukova Dumka, Kiev, p. 256, 1993.
- [5] SHULZHENKO, A.A., BEZHENAR, N.P., BOZHKO, S.A., ROMANYUNK, L.P., “Sintering of cubic boron nitride polycrystals form produced in various growth systems”. *Journal Superhard Materials*, n. 3, pp. 3-9, 1995.
- [6] BENKO, E., KLIMCZYK, P., MACKIEWICZ, S., *et al.*, “cBN-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> composites”, *Diamond and Related Materials*, v. 13, pp. 521-524, 2004.
- [7] KLIMCYVIC, L., BENKO, E., LAWNICZAK-JABLONSKA, K., *et al.*, “Cubic boron nitride-Ti/TiN composites: hardness and phase equilibrium as function of temperature”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 382, pp. 195-205, 2004.
- [8] RONO, X.Z., TSURIJMI, I., FUKUNAOA, O., *et al.*, “High pressure sintering of cBN-TiN-Al composite for cutting tool application”, *Diamond and Related Materials*, v. 11, pp. 280-286, 2002.
- [9] RAMALHO, A.M., *Methodology Selection of Materials and Technology of Production of Container Used iii the Processes of Synthesis / Sintering of Superhard Materials.*, Tese de D.Sc., LAMAV/UENF, Campos, RJ, Brasil, 2003.
- [10] KOLTCHIN, A.V., “Dispositif pour produire um haute pression”. *Patent N° 2122722*, Bal. NW, French, 1972.
- [11] RAMALHO, A.M., BOBROVNITCHII, G.S., SKURY, A.L.D., MONTEIRO, S.N., “Um processo de sinterização de materiais policristalinos e compósitos a base de materiais duros e superduros”. *Pedido de Patente no INPI*. Protocolo 020070046019, 2007.
- [12] BCBN Cutting Tool Product, [www.megdiamond.com/products\\_pcbn.aspx](http://www.megdiamond.com/products_pcbn.aspx), acessado em 16 de julho de 2007.
- [13] BOBROVNITCHII, G.S., FILGUEIRA, M., “Study of quenched steels machining with a polycrystalline hexanite-r cutting toll”. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 170, pp. 254-258, 2005.
- [14] DINIZ, A.E., MARCONDES, F.C., COPPINI, N.L., *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*, 4<sup>a</sup>, Ed. São Paulo, Artliber, 2001.